

Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava  
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství  
Katedra tváření materiálu



## DIZERTAČNÍ PRÁCE

Řízené válcování vybraných značek ocelí  
v podmínkách kontijemné válcovny  
Třineckých železáren, a.s.

Ing. Milan KOTAS

Obor doktorského studia: Metalurgická technologie

Školitel: Prof. Ing. Jiří KLIBER, CSc.

Ostrava, září 2010

## OBSAH

<b>SEZNAM POUŽITÝCH VELIČIN A JEJICH JEDNOTEK</b>	<b>4</b>
<b>1. ÚVOD</b>	<b>9</b>
<b>2. CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE</b>	<b>10</b>
<b>3. TEORETICKÁ ČÁST</b>	<b>10</b>
<b>3.1 Řízené tváření</b>	<b>11</b>
3.1.1 Vymezení pojmů používaných v řízeném tváření	11
3.1.2 Vývoj struktury při řízeném tváření	11
3.1.3 Rozdělení řízeného tváření	13
3.1.3.1 Rozdělení řízeného tváření podle interakce rekrytalizace a precipitace	13
3.1.3.2 Rozdělení řízeného tváření podle teploty tváření	18
3.1.4 Moderní rozdělení řízeného tváření dle teploty tváření	20
3.1.5 Vybraný způsob řízeného válcování - proces „Temp-core“	21
<b>3.2 Uzdravovací procesy</b>	<b>22</b>
3.2.1 Zotavení	23
3.2.1.1 Dynamické zotavení	23
3.2.1.2 Statické zotavení	24
3.2.2 Dynamická rekrytalizace (DRX)	25
3.2.3 Metadynamická rekrytalizace (MDRX)	30
3.2.4 Statická rekrytalizace (SRX)	32
3.2.5 Komplexní působení uzdravovacích pochodů	35
<b>3.3 Precipitace</b>	<b>36</b>
3.3.1 Působení precipitace na uzdravovací procesy	36
3.3.2 Kinetika precipitace	39
3.3.3 Vzájemné interakce precipitace a uzdravovacích procesů během procesů tváření	40
3.3.4 Akumulace deformace	46
3.3.5 Teplota nulové rekrytalizace $T_{nr}$	46
<b>3.4 Změna velikosti zrna</b>	<b>48</b>
3.4.1 Velikost původního austenitického zrna	48
3.4.2 Vliv částečné deformace na velikost rekrytalizovaného zrna	49
3.4.3 Růst zrna po rekrytalizaci	49
3.4.3.1 Velikost zrna feritu po transformaci	51
<b>3.5 Predikce hodnoty středního deformačního odporu (MFS)</b>	<b>55</b>

<b>4. KONTIJEMNÁ TRAŤ TŘINECKÝCH ŽELEZÁREN, A.S.</b>	<b>56</b>
<b>5. PRAKTICKÁ ČÁST</b>	<b>57</b>
<b>5.1 Analýza průběhu chladnutí provalu po délce a průřezu</b>	<b>57</b>
5.1.1 Simulace teplotních průběhů dle podmínek KJT užitím CCT Offline	60
<b>5.2 Analýza průběhu chladnutí provalu po průřezu užitím TTSteel</b>	<b>60</b>
<b>5.3 Využití doplňkových výsledků simulačního softwaru TTSteel a CCT Offline</b>	<b>62</b>
<b>5.4 Analýza průběhu chladnutí vývalu ve svitcích</b>	<b>64</b>
5.4.1 Počítačová analýza průběhu chladnutí vývalu ve svitcích	64
5.4.2 Praktická analýza průběhu chladnutí vývalu ve svitcích	66
<b>5.5 Počítačová simulace procesu tváření v ASC stolici pomocí MKP</b>	<b>68</b>
5.5.1 Počítačová simulace průběhů intenzity deformace a teploty provalu v ASC stolici	70
5.5.2 Počítačová simulace rychlosti deformace po provalu v ASC stolici	72
<b>6. PLASTOMETRICKÉ EXPERIMENTY</b>	<b>77</b>
<b>6.1 Zkušební vzorky pro plastometrické experimenty</b>	<b>77</b>
<b>6.2 Základní výzkum deformačního chování materiálu oceli značky 38MnVS6 provedený na plastometru SETARAM</b>	<b>78</b>
6.2.1 Plastometr SETARAM	79
6.2.2 Experimentální metodika vyhodnocování krutových zkoušek z plastometru SETARAM	80
6.2.3 Spojitá krutová zkouška do lomu	81
6.2.3.1 <i>Matematický popis experimentálně naměřených hodnot spojitých zkoušek</i>	85
6.2.3.2 <i>Porovnání experimentálně naměřených hodnot spojitých zkoušek s výsledky získanými jejich matematickým popisem dle kapitoly 6.2.3.1</i>	88
6.2.4 Anizotermická přerušovaná zkouška (APZ) s konstantní velikostí deformace	96
6.2.5 Anizotermická přerušovaná zkouška (APZ) s rozdílnými velikostmi deformace	97
6.2.6 Studium mikrostruktury plastometricky exponovaných vzorků zkoumané oceli	99
6.2.7 Izotermická přerušovaná krutová zkouška (IPZ)	100
6.2.7.1 <i>Stanovení stupně změkčení X</i>	101
6.2.7.2 <i>Stanovení aktivační energie SRX</i>	103
6.2.7.3 <i>Matematický popis stupně změkčení X</i>	104
<b>6.3 Výzkum deformačního chování materiálu provedený na plastometru GLEEBLE dle podmínek procesu válcování na Kontijemné trati pro oceli mikrolegované vanadem</b>	<b>106</b>

6.3.1	Tlaková zkouška s rovinnou deformací	107
6.3.2	Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 30MnVS6	107
6.3.2.1	<i>Hodnocení struktury vzorků jakosti 30MnVS6 po deformaci na plastometru</i>	108
6.3.2.2	<i>Diskuze výsledků metalografické analýzy dle TŽ, a.s.</i>	110
6.3.2.3	<i>Diskuze výsledků metalografické analýzy dle VŠB - TUO</i>	111
6.3.3	Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 20MnV6	112
6.3.3.1	<i>Hodnocení struktury vzorků po tlakové zkoušce s rovinnou deformací na plastometru Gleeble jakosti 20MnV6</i>	113
6.3.3.2	<i>Diskuze metalografických výsledků 20MnV6</i>	116
6.3.4	Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 38MnVS6	116
6.3.4.1	<i>Hodnocení struktury vzorků po tlakové zkoušce s rovinnou deformací na plastometru Gleeble jakosti 38MnVS6</i>	117
6.3.4.2	<i>Diskuze metalografických výsledků jakosti 38MnVS6</i>	118
6.3.5	Diskuze výsledků tváření vzorků ocelí legovaných vanadem na plastometru Gleeble	118
<b>7.</b>	<b>VÝSLEDKY PRAKTICKÝCH EXPERIMENTŮ PROVEDENÝCH V PROVOZNÍCH PODMÍNKÁCH KONTIJEMNÉ TRATĚ</b>	<b>119</b>
7.1	Válcování jakosti 38MnVS6 do tyčí ø 25 mm	119
7.2	Válcování jakosti 38MnVS6 do svitků ø 23 mm	120
7.3	Válcování jakosti 30MnVS6 do tyčí ø 23 mm	121
7.4	Válcování jakosti S355J2 do tyčí ø 20 mm	122
7.5	Válcování jakosti 23MnB4 do tyčí ø 20 mm	123
7.6	Vyhodnocení praktických experimentů provedených v provozních podmínkách Kontijemné tratě	126
<b>8.</b>	<b>ZÁVĚR</b>	<b>126</b>
	<b>CONCLUSIONS</b>	<b>128</b>
	<b>POUŽITÁ LITERATURA</b>	<b>129</b>
	<b>VLASTNÍ PUBLIKAČNÍ ČINNOST DIZERTANTA</b>	<b>134</b>
	<b>PŘÍLOHY</b>	<b>136</b>

## SEZNAM POUŽITÝCH VELIČIN A JEJICH JEDNOTEK

Značka	Název veličiny	Jednotka
$A$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_{Chb}, A_c, A_p$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_{c3}$	Teplota konce přeměny ferit-austenit	[°C]
$A_{r1}$	Teplota konce transformace $\gamma-\alpha$ při ochlazování	[°C]
$A_{r3}$	Teplota začátku transformace $\gamma-\alpha$ při ochlazování	[°C]
$A_1, A_2, A_3, A_4$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_5, A_6$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_5$	Tažnost	[%]
$A_k$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_p$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$A_S$	Mat. konstanta závislá na chem. oceli a podmínkách def.	[-]
$B$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$B_1, B_2$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$B_k$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$b$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$b_0$	Počáteční šířka (provalku, vzorku, atp.)	[mm]
$b_1$	Konečná šířka (provalku, vzorku, atp.)	[mm]
$c$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$C$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$C_1$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$C_{ek}$	Uhlíkový ekvivalent	[-]
$C_p$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$d$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$d_z$	Průměr zkušební tyče	[mm]
$d_\alpha$	Velikost feritického zrna	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{DRX}$	Velikost zrna po dynamické rekrytalizaci	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{MDRX}$	Velikost zrna po metadynamické rekrytalizaci	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{SRX}$	Velikost zrna po statické rekrytalizaci	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_i$	Velikost zrna po dynamické a metadynamické rekrytalizaci	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_\gamma$	Velikost austenitického zrna	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_0$	Počáteční velikost zrna	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{0i}$	Velikost zrna po i-tém úběru	[ $\mu\text{m}$ ]

Značka	Název veličiny	Jednotka
$d_{0_{i+1}}$	Počáteční velikost zrna pro úběr následující po i-tém úběru	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{RX_i}$	Velikost rekrystalizovaného zrna	[ $\mu\text{m}$ ]
$D$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$D$	Průměr pracovní části zkušební tyče	[mm]
$f$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$f_0$	Opravný faktor zahrnující vliv intenzity deformace	[-]
$f_1$	Opravný faktor zahrnující vliv tření	[-]
$e$	Deformace	[-]
$e_1, e_2, e_3$	Hodnota dosažené deformace ve směrech navzájem kolmých	[-]
$F_p$	Síla aplikovaná během PSCT	[N]
$F$	Axiální síla - SETARAM	[N]
$g$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$h$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$\Delta h$	Rozdíl mezi počáteční a konečnou výškou	[mm]
$h_0$	Počáteční výška (provalku, vzorku, atp.)	[mm]
$h_1$	Konečná výška (provalku, vzorku, atp.)	[mm]
$H$	Materiálová konstanta	[-]
$i$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$j$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$K_{acc}$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$k$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$k_d$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$K_s$	Supersaturační koeficient	[-]
$K_m$	Parametr pro přepočet napětí na $MFS$	[-]
$L$	Délka kovadel	[mm]
$L$	Délka zkušební tyče	[mm]
$m$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$m$	Koeficient stupně rychlosti deformace - SETARAM	[-]
$m_2$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$m_{st}$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$M$	Krouticí moment	[N.m]
$MFS$	Hodnota středního deformačního odporu	[MPa]
$MFS_{Misaka}$	Hodnota střed. def. odporu dle autorů Misaka&Yoshihito	[MPa]

Značka	Název veličiny	Jednotka
$N_i$	Počet otáček	[-]
$N_f$	Počet otáček do lomu	[-]
$N$	Počet otáček	[-]
$\dot{N}$	Rychlost kroucení	[ot.s <sup>-1</sup> ]
$\omega$	Rychlost kroucení	[ot.min <sup>-1</sup> ]
$p$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$p$	Koeficient stupně deformace - SETARAM	[-]
$P_S$	Počátek precipitace	[-]
$P_S^D$	Počátek deformačně indukované precipitace	[-]
$\bar{p}$	Tlak	[MPa]
$q$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$Q_d$	Aktivační energie difuze niobu v austenitu	[J.mol <sup>-1</sup> ]
$Q_{DRX}$	Aktivační energie dynamické rekrytalizace	[J.mol <sup>-1</sup> ]
$Q_g$	Aktivační energie růstu zrna	[J.mol <sup>-1</sup> ]
$Q_{MDRX}$	Aktivační energie metadynamické rekrytalizace	[J.mol <sup>-1</sup> ]
$Q_{SRX}$	Aktivační energie statické rekrytalizace	[J.mol <sup>-1</sup> ]
$r$	Rychlost ochlazování	[°C.s <sup>-1</sup> ]
$r$	Poloměr - kalibrace	[mm]
$R$	Univerzální plynová konstanta	[J.K <sup>-1</sup> .mol <sup>-1</sup> ]
$R$	Poloměr – kalibrace; poloměr pracovní části zkušební tyče	[mm]
$\bar{R}$	Reprezentativní poloměr zkušebního vzorku	[mm]
$R_F$	Konec rekrytalizace	[-]
$R_F^P$	Konec rekrytalizace ovlivněné precipitací	[-]
$R_m$	Pevnost v tahu	[MPa]
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu	[MPa]
$R_S$	Počátek rekrytalizace	[-]
$R_S^P$	Počátek rekrytalizace ovlivněné precipitací	[-]
$s$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$s$	Velikost mezery mezi válci - kalibrace	[mm]
$Se$	Intenzita deformace	[-]
$Se_f$	Mezní intenzita deformace (mezní tvařitelnost)	[-]
$Se_c$	Intenzita kritické deformace	[-]
$\bar{Se}_i$	Střední intenzita deformace	[-]

Značka	Název veličiny	Jednotka
$Se_{ideal}$	Intenzita deformace za podmínek ideální rovinné deformace	[-]
$Se_p$	Intenzita deformace v píku	[-]
$\dot{Se}_p$	Intenzita rychlosti deformace v píku	[s <sup>-1</sup> ]
$Se_{ss}$	Intenzita deformace při dosažení ustáleného stavu napětí	[-]
$S_v$	Specifický povrch zrn	[mm <sup>2</sup> .mm <sup>-3</sup> ]
$S_\sigma$	Intenzita napětí	[MPa]
$t$	Čas mezi deformacemi	[s]
$t_{Chl}$	Čas od navinutí svitku	[s]
$t_i$	Čas kroucení	[s]
$t_{ip}$	Čas mezi průchody při procesu válcování drátu	[s]
$t_{p0,05}$	Čas pro proběhnutí 5 % precipitace	[s]
$t_{RX}$	Čas po rekrytalizaci	[s]
$t_X$	Čas potřebný pro uzdravení daného podílu struktury	[s]
$t_{0,5X}$	Čas pro uzdravení 50 % struktury	[s]
$T$	Teplota	[K]
$T_d$	Teplota deformace	[°C]
$T_1, T_2$	Hodnota teploty - závislá na chemickém složení oceli	[K]
$T_N$	Teplota navíjení	[°C]
$T_{nr}$	Teplota nulové rekrytalizace	[K]
$T_{rh}$	Teplota ohřevu	[K]
$T_{pass}$	Teplota deformace	[K]
$v$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$v_{chl}$	Rychlost chlazení	[°C.s <sup>-1</sup> ]
$v_v$	Rychlost válcování	[m.s <sup>-1</sup> ]
$w$	Šířka kovadel	[mm]
$W$	Šířka kalibru - kalibrace	[mm]
$X$	Podíl uzdravené struktury (stupeň změkčení)	[-]
$X_i$	Podíl uzdravené struktury po i-té deformaci	[-]
$X_S$	Podíl uzdravené struktury počítaný dle mezí kluzu	[-]
$X_{\bar{\sigma}}$	Podíl uzdravené struktury počítaný dle středních def. odporů	[-]
$X_{DRX}$	Podíl dynamicky rekrytalizované (uzdravené) struktury	[-]
$Z$	Zener-Hollomonův parametr	[s <sup>-1</sup> ]
$Z$	Kontrakce	[%]



Značka	Název veličiny	Jednotka
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$	Materiálová konstanta závislá na chemickém složení oceli	[-]
$\alpha$	Úhel sklonu stěny kalibru - kalibrace	[°]
$\dot{\gamma}_R$	Smyková rychlost deformace na povrchu vzorku	[s <sup>-1</sup> ]
$\Delta$	Rozdíl hodnot uvedených za symbolem	[-]
$\varepsilon$	Skutečná deformace	[%]
$\varepsilon_1, \varepsilon_2$	Deformace pro stanovení meze kluzu	[%]
$\varepsilon_2$	Deformace pro stanovení meze kluzu	[%]
$\varepsilon_{0,02}$	Deformace pro stanovení smluvní meze kluzu	[-]
$\varepsilon_{0,5X}$	Deformace potřebná pro 50-ti %-ní uzdravení struktury	[-]
$\varepsilon_a$	Akumulovaná deformace	[-]
$\varepsilon_c$	Kritická deformace	[-]
$\varepsilon_f$	Zbytková deformace	[-]
$\varepsilon_p$	Píková deformace	[-]
$\varepsilon_i^a$	Kumulovaná deformace	[-]
$\dot{\varepsilon}$	Deformační rychlost	[s <sup>-1</sup> ]
$\mu$	Součinitel tření	[-]
$\sigma$	Napětí	[MPa]
$\bar{\sigma}$	Střední deformační odpor	[MPa]
$\bar{\sigma}_m$	Maximální hodnota napětí na křivce napětí - deformace	[MPa]
$\bar{\sigma}_1, \bar{\sigma}_2$	Střední deformační odpor dílčí deformace	[MPa]
$\sigma_1, \sigma_2$	Stanovené napětí na mezi kluzu	[MPa]
$\sigma_f$	Lomové napětí	[MPa]
$\sigma_i$	Přirozený deformační odpor	[MPa]
$\sigma_i$	Napětí při i-té deformaci pro (31)	[MPa]
$\sigma_{i+1}$	Napětí při deformaci následující po i-té deformaci pro (31)	[MPa]
$\sigma_p$	Píkové napětí	[MPa]
$\sigma_m$	Maximální hodnota napětí na křivce napětí - deformace	[MPa]
$\sigma_{m1}$	Maximální hodnota napětí na křivce napětí - deformace	[MPa]
$\sigma_s$	Střední přirozený deformační odpor	[MPa]
$\sigma_{ss}$	Napětí v ustáleném plastickém toku	[MPa]

## 1. ÚVOD

Základním cílem řízeného tváření je dosažení lepších materiálových vlastností materiálu v porovnání s konvenčním válcováním.

Techniky řízeného tváření (resp. dle tématu tezí dizertační práce řízeného válcování), tj. tváření materiálu za předem definovaných teplot, velikostí a průběhu deformací, jsou součástí válcovenských technologií pro výrobu tyčí zhruba od konce 80-tých let 20. století. Míra jejich využití je však v porovnání s konvenčním válcováním stále relativně nízká. Tento nepoměr zvláště vyniká ve srovnání například s válcováním pásů.

V současné literatuře se termíny jako řízené a teplotně řízené tváření vyskytují jen jako obecné výrazy odkazující na celou širokou řadu stávajících technik termomechanického zpracování. Velmi často je jeden a tentýž proces označován několika názvy [1].

Základní definicí procesů řízeného tváření je ovládání technologických procesů z pohledu tvářecích teplot, rychlosti válcování a z toho vyplývající rychlosti deformace, následného způsobu ochlazování a tedy fázových přeměn a tvorby finální mikrostruktury, jež je základním parametrem pro splnění požadavků na mechanické a, přeneseně, užité vlastnosti materiálu.

Na v současné době stavěných, resp. modernizovaných, válcovacích tratích pro výrobu tyčí nebo tyčí ve svitcích je požadavek na možnost řízeného válcování (resp. některé z metod řízeného tváření) po zhotovitelích tratí běžně vyžadován. Ne vždy jsou však veškeré z možností řízeného válcování využívány. Hlavním důvodem je nedostatek požadavků zákazníků (zakázek) na výrobu řízeně válcovaného materiálu. Tento důvod je však dán především značnou konzervativností zpracovatelů válcovaného materiálu, kteří volí spíše tradičním způsobem vyráběné válcované tyče, kdy požadované vlastnosti materiálu jsou především dány chemickým složením a případně tepelným zpracováním, a než aby využívali možnosti, které jim přináší řízené tváření [2].

Kontijemná trať (KJT) Třineckých železáren, a.s. (TŽ, a.s.), je díky komplexnímu zadání po modernizaci z roku 2003 navržena tak, že umožňuje válcovat tyče jak konvenčním způsobem, tak i některými metodami řízeného tváření. Spolu s nezbytnými úpravami je koncipována pro válcování oceli označované jako SBQ - Special Bar Quality, které se obecně vyznačují přesnou geometrií vývalku, vysokou povrchovou a vnitřní kvalitou se zaručenými mechanickými a mikrostrukturními vlastnostmi dle požadavků jednotlivých odběratelů. Její možnosti vycházejí z dlouhodobé strategie TŽ, a.s. orientovat svou produkci na oblast automobilového průmyslu [2].

Protože oceli typu SBQ jsou charakterizovány mimo jiné i malými objemy zakázek a odběratelé nechtějí akceptovat v dodávce materiál s výrazně odlišnými mechanickými vlastnostmi, je finančně velmi náročné, resp. z důvodu limitních nároků na zařízení, často riskantní či nežádoucí provádět zkoušky řízeného válcování přímo v provozních podmínkách. Jako nejvhodnější řešení tohoto problému se jeví literární poznatky o řízeném tváření aplikovat nejdříve ve formě plastometrických zkoušek, jejichž parametry se dle dosažených výsledků použijí pro příslušné poloprovozní nebo provozní zkoušky [2].

Přestože jsou známy obecné podmínky řízeného tváření, nelze je většinou jednoduše aplikovat na jakýkoliv proces válcování a válcovanou ocel. Navíc každá z válcoven má jiné vybavení, jiné kalibrační řady, jiné dispoziční rozmístění hlavních agregátů. Toto platí i pro kontijemnou válcovnu TŽ, a.s.

Řízené válcování tyčí poskytuje značný potenciál pro zvyšování kvality výrobků a s tím spojené úspory jak výrobních, tak zpracovacích nákladů [2]. Např. pokud by se již ve válcovaných tyčích podařilo zaručit požadovanou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti, bylo by možné vynechat některé z operací tepelného zpracování, zkrátit jejich doby nebo snížit množství používaných legur. Znamenalo by to především finanční úspory plynoucí

z omezení časové a energetické náročnosti dodatečného zpracování materiálu na úpravách. Efektivní vývoj řízeného tváření v případě dlouhých výrobků závisí na mnoha faktorech, zvláště pak na poptávce po nových výrobcích z výrobních průmyslových odvětví a ekonomických podmínkách, zvláště pak růstu cen energií a práce [3].

## 2. CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE

Stěžejním cílem této dizertační práce je posoudit vliv změny dovalcovací teploty na výsledné vlastnosti vybraných typů ocelí dle podmínek odpovídajících kontijemné trati TŽ, a.s. Pro dosažení cíle jsou použity plastometrické experimenty, numerické simulace tvářecího procesu a praktické experimenty. Získané poznatky jsou použity pro nastavení parametrů kontijemné válcovny tyčí TŽ, a.s.

Cíle této dizertační práce na téma „Řízené válcování vybraných značek oceli v podmínkách kontijemné válcovny Třineckých železáren, a.s.“ lze shrnout do následujících oblastí:

- Teoretický rozbor pojmů a principů termomechanického tváření
- Rozbor metod řízeného tváření se zaměřením na válcování tyčí
- Počítačové modelování procesu válcování kontijemné válcovací tratě TŽ, a.s.
- Simulace řízeného válcování plastometrickými zkouškami
- Matematický rozbor získaných dat
- Metalografická analýza vzorků získaných plastometrickými zkouškami
- Ověření získaných poznatků v provozních podmínkách

## 3. TEORETICKÁ ČÁST

Pokud válcováním označujeme technologický proces zpracování materiálu, při němž dochází k záměrné změně tvaru výchozího polotovaru spolu s jeho vlastnostmi, (což je mnohdy významnější), prostřednictvím působení vnější síly pak řízeným válcováním poté nazýváme proces, který je charakteristický řízením všech metalurgicko – technologických činitelů, k nimž patří: chemické složení oceli, podmínky ohřevu, časově a teplotně přesně vymezený úběrový plán a způsob ochlazování tvářeného polotovaru a vývalku [4].

Vhodnou volbou a kombinací těchto metalurgicko – technologických činitelů je možné dosáhnout v konečném produktu mechanických vlastností, které jsou srovnatelné s parametry získanými po tepelném zpracování u konvenčně válcované oceli. Obecně spočívá termomechanické válcování v brždění rekrytalizace tak, aby transformace na ferit začala ze silně deformovaného austenitu. To vede k většímu počtu nukleačních zárodků a tudíž k většímu počtu zrn ve výsledné struktuře [5]. Základem pro dosažení jemnozrnné transformované mikrostruktury je řízený vývoj austenitické mikrostruktury během celého válcovacího procesu. Vlivem mikrolegujících prvků se může růst austenitických zrn výrazně omezit, jestliže je to žádáno, a teplotní oblast potřebná pro řízené válcování se tímto může rozšířit [3].

Tento přístup je odlišný od konvenčního tvářecího procesu, který je založen na dosažení konečného tvaru stanovením počtu a způsobu úběrů a mechanické vlastnosti jsou dosahovány úpravami chemického složení, resp. tepelným zpracováním po válcování. Konvenční válcování probíhá za vyšších teplot v oblasti stabilního austenitu a transformace na ferit se uskutečňuje až po úplné rekrytalizaci.

Základním úkolem technologa je tak stanovit postup tváření (velikost deformace  $\varepsilon$ , tvar kalibru nebo zápustky, deformační rychlost  $\dot{\varepsilon}$ , teplotu  $T$ , časy mezi deformacemi  $t$ , ochlazovací rychlosti  $r$  a další parametry konkrétního procesu). Dále musí vzít v úvahu zpevňovací a uzdravovací procesy (precipitace, rekrytalizace, zotavování, resp. interakci

těchto dějů), to vše ještě s rozlišením na statické, dynamické, postdynamické a většinou i s uvažováním historie deformace. Dále je nutné vzít v úvahu vliv chemického složení tvářeného materiálu a zároveň tvářecích parametrů. Aby bylo možné provozovat řízené tváření, je minimálně nutné detailně matematicky popsat jednotlivé procesy, jako je např. teplotní profil, růst zrna, kinetiku precipitace a řadu dalších [6].

### 3.1 Řízené tváření

#### 3.1.1 Vymezení pojmů používaných v řízeném tváření

Obecně se názvem řízené tváření oceli označuje řízení celkových výrobních podmínek, které vedou k dosažení požadovaného strukturního stavu materiálu. Jedná se především o chemické složení oceli, termomechanické a časové parametry tváření, příp. ochlazování [3].

Procesy řízeného tváření se produkuje specifická předdefinovaná mikrostruktura, se kterou jsou spojeny jednotlivé mechanické a fyzikální vlastnosti. Řízené tváření vyžaduje řízení a interakci nejméně těchto základních mechanismů: závislost na teplotě, deformaci (často kumulovanou deformaci), deformační rychlost, čas a historii deformace. Mezi základní jevy s vlivem na vlastnosti materiálu řadíme dislokační skluz, rekystalizaci, růst zrna, fázové transformace, precipitaci, hrubnutí částic, zpevňování, teplotní režim a rozložení deformací.

Velká část těchto strukturních změn se projevuje dynamicky v průběhu deformace nebo staticky po deformaci. Každý z těchto vlivů lze studovat samostatně, i přesto nejsou základní „pravidla“ zcela jasná. Navíc u řízeného tváření dochází k syntéze těchto základních stavebních kamenů a k jejich vzájemné interakci během reálného procesu [7]. Zejména v oblasti velkých deformací, u relativně vysokých teplot a vysokých deformačních rychlostí, není tato problematika dostatečně prozkoumána.

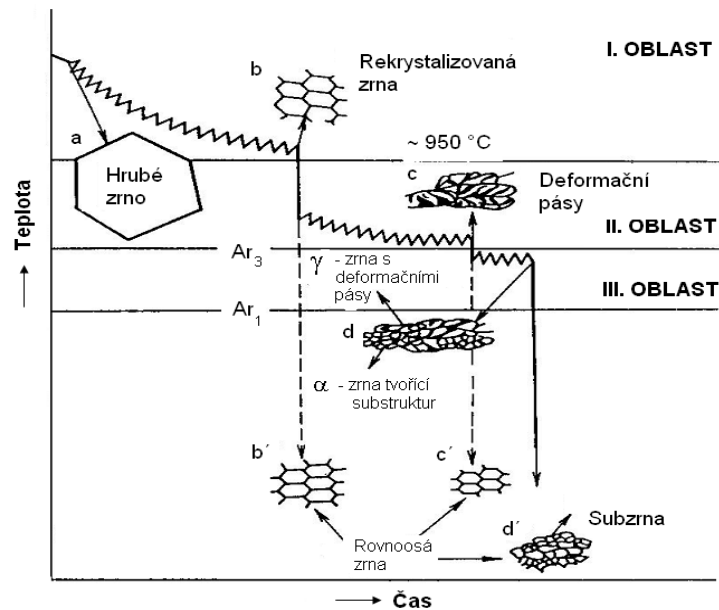
Procesy řízeného válcování či obecně řízeného tváření se zabývala, resp. zabývá celá řada autorů, z čehož vyplývá i určitá odlišnost týkající se dělení těchto procesů podle jednotlivých autorů. V průběhu let byla vytvořena řada termínů, které mají vyjadřovat proces řízeného tváření.

Pro řízené tváření se nejčastěji používají pojmy „termomechanické tváření“ a „termomechanické zpracování“. Dle [8] je ale termomechanické tváření jednou z variant řízeného tváření. Naproti tomu pojem termomechanické zpracování (TMT - Thermo Mechanical Treatment) dle [9] vyjadřuje kombinaci tvářecí operace za nižších teplot a dodatečného zpracování, ať už tepelného nebo kombinaci tepelného a mechanického. Laicky je řízené tváření chápáno jako jakékoliv tváření, sice za tepla, ale za nižších teplot než je obvyklé u konvenčních způsobů (cca 1000-1100 °C), tj. v oblastech od 700-920 °C, resp. finální tvářecí operace je prováděna v tomto teplotním rozsahu. Za řízené tváření je považována i kombinace konvenčního tváření a zrychleného ochlazování (např. proces „Temp-Core“). Pro procesy válcování se analogicky k názvu řízené tváření používají názvy „řízené válcování“, resp. „termomechanické válcování“.

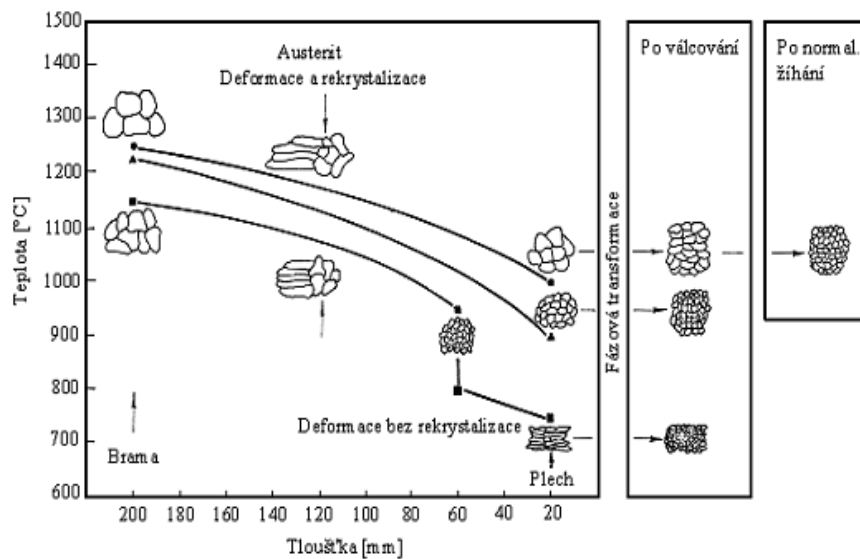
#### 3.1.2 Vývoj struktury při řízeném tváření

Řízené tváření má v principu za úkol zjemnit sekundární zrno transformující se z deformovaného austenitu a tím zvýšit mechanické hodnoty oproti hodnotám dosahovaným při konvenčním tváření. Ve své podstatě ale může být cílem dosažení jakékoliv jiné struktury nebo textury oproti konvenčním způsobům tváření.

Schématicky jsou základní stadia řízeného tváření zobrazena na **Obr. 1**. Vliv podmínek válcování na výslednou velikost zrna dle odkazu [9] pro proces válcování tlustých plechů je schématicky znázorněn na **Obr. 2**.



**Obr. 1.** Schématické zobrazení vlivu teploty tváření na mikrostrukturu materiálu [9]



**Obr. 2.** Vliv podmínek válcování na výslednou velikost zrna - plechy [9]

Zjednodušeně lze říci, že řízené tváření probíhá ve třech oblastech.

### I. OBLAST

Výchozí velikost zrna je funkcí teploty a metalurgického charakteru oceli. Zjemnění austenitického zrna je dáno cyklem deformace – rekrystalizace. Zárodky pro přeměnu  $\gamma/\alpha$  se tvoří pouze na hranicích austenitických zrn. Výsledná velikost feritických zrn dosahuje určité mezní hodnoty a další snížení cyklem deformace – rekrystalizace v I. oblasti již není možné. Po transformaci vzniká poměrně hrubé feritické zrna. Největší vliv na snížení velikosti austenitického zrna při deformaci v I. oblasti mají deformace do hodnoty  $e = 0,4-0,5$ . Při deformaci  $e > 0,5$  je již vliv deformace na snížení velikosti zrna malý. Cílem tváření v I. oblasti je získání rovnoměrného a pokud možno jemného zrna. Hrubozrnná struktura způsobuje ve II. oblasti nebezpečí vzniku nerovnoměrné velikosti zrn [9].

## II. OBLAST

Tvářením v první oblasti se získá mezní velikost zrna. Další zjemnění zrna umožňuje tváření ve II. oblasti. Následkem zbržděné rekrytalizace se zrna prodlužují, uvnitř vznikají pásy s větší hustotou dislokací, větší vnitřní energií a nestabilitou systému. Zárodky feritu se tvoří nejen na hranicích austenitických zrn, ale i v deformačních pásech. Při přeměně  $\gamma/\alpha$  mají deformační pásy podobnou úlohu jako hranice zrn. Ferit nukleuje z podstatně většího množství zárodků, takže výsledná velikost zrna je výrazně menší [9].

## III. OBLAST

Další zjemnění velikosti zrn lze dosáhnout tvářením ve III. oblasti, dvoufázové. Feritické zrno deformované po přeměně  $\gamma/\alpha$  již nemůže rekrytalizovat, při probíhající zotavení vznikají subzrna. Snížená rozpustnost Mn a V ve feritu po transformaci  $\gamma/\alpha$  urychluje precipitaci, podporovanou deformací, což přispívá ke znehybnění dislokací a subhranic. Ve dvoufázové oblasti je rovněž potlačen růst zrn. Výsledkem tváření ve III. oblasti je proto smíšená struktura, obsahující rovnoosá feritická zrna, nedeformovaná pro transformaci  $\gamma/\alpha$ , s menší hustotou dislokací (měkká) a subzrna s větší hustotou dislokací (tvrdá) [9].

### 3.1.3 Rozdělení řízeného tváření

Řízené tváření lze popsat a rozdělit podle různých hledisek. Jednou z možností by mohlo být rozdělení podle vzájemného působení rekrytalizace a precipitace (viz 3.1.3.1). Další možností je rozdělení podle teploty válcování (viz 3.1.3.2).

#### 3.1.3.1 Rozdělení řízeného tváření podle interakce rekrytalizace a precipitace

Dělení řízeného tváření dle interakce rekrytalizace a precipitace vychází z teorií založených na vztahu procesu rekrytalizace a precipitace během tváření ve vazbě na teplotu nulové rekrytalizace  $T_{nr}$ , (pod touto teplotou začíná precipitace brzdít rekrytalizaci). Dle těchto teorií lze rozdělit tvářecí procesy do tří oblastí:

- Konveční řízené tváření (CCR - Conventional Controlled Rolling)
- Rekrytalizací řízené tváření (RCR - Recrystallization Controlled Rolling)
- Dynamickou rekrytalizací řízené tváření (DRCR - Dynamic Recrystallization Controlled Rolling + MDRCR - Metadynamic Recrystallization Controlled Rolling)

Základní interakce mezi rekrytalizací a precipitací je uvedena přehledně v **Tabulce 1** [10], včetně hrubého rozdělení dle doby průchodu.

**Tabulka 1** Rozdělení řízeného tváření dle vztahu mezi rekrytalizací a precipitací

Doba mezi průchody	Typ procesu	Teplotní oblast v porovnání k $T_{nr}$	Úloha napětíově indukované precipitace	Relace mezi precipitací a rekrytalizací
Dlouhá (plechy)	RCR	Nad	Nesmí být	Statická rekrytalizace před precipitací
Dlouhá (plechy)	CCR	Pod	Musí být	Precipitace před statickou nebo dynamickou rekrytalizací
Krátká (dráty)	DRCR + MDRCR	Pod	Nesmí být	Žádná statická rekrytalizace, dyn. rekrytalizace před precipitací
Střední (pásy)	Různé kombinace	Nad a pod	Musí a nemusí být – různé kombinace	Různé alternativy

Jakmile se statická rekrytalizace objeví před precipitací, nastávají podmínky vhodné pro rekrytalizaci řízené tváření. Jakmile precipitace předběhne statickou nebo dynamickou rekrytalizaci, jsou splněny podmínky pro vznik „pancake“ struktury a může tedy nastat konvenční řízené tváření. Pokud dynamická rekrytalizace předběhne precipitaci, je možné tvářet dle modelu s dynamickou rekrytalizací řízeného tváření [11,12].

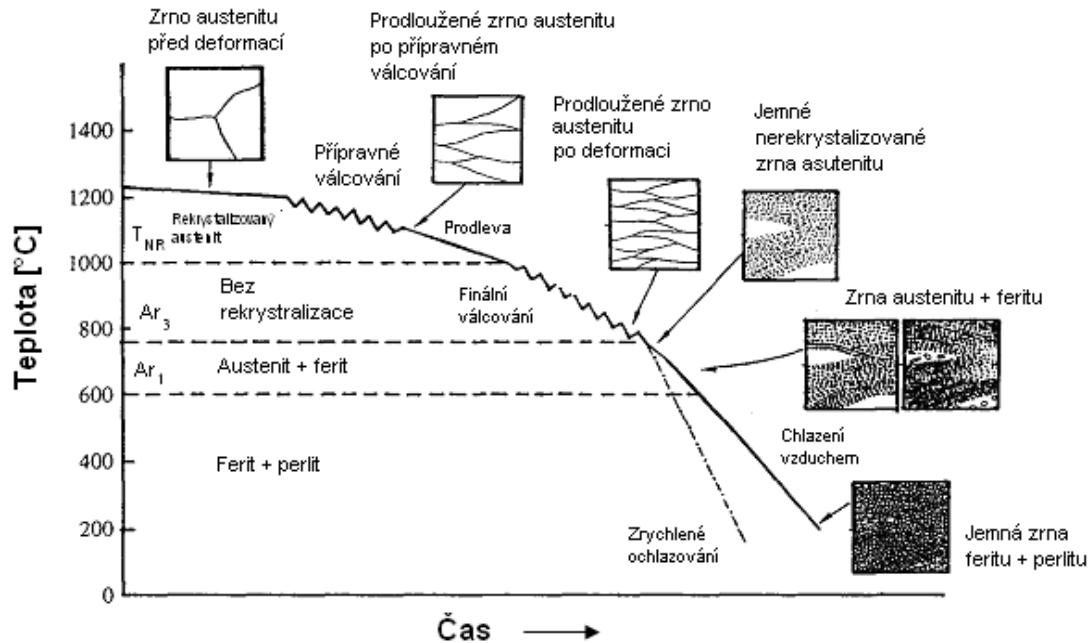
Je zřejmé, že dynamická rekrytalizace může probíhat tak dlouho, dokud konečné úběry jsou v časech 10 s nebo méně, tj. před objevením se zřetelné napětovo-indukované precipitace. To vyžaduje neexistenci statické rekrytalizace během pauz mezi průchody, ale také akumulaci deformace dostatečně velké pro vznik dynamické rekrytalizace, která mění mikrostrukturu [6].

Všechny druhy pochodů (CCR, RCR a DRRCR, resp. DRRCR + MDRRCR) mají také vliv na průběh meze kluzu v závislosti na teplotě a tím i na válcovací síly. V případě absence precipitace u procesu RCR, tj. při deformaci nad teplotou  $T_{nr}$ , je zvýšení meze kluzu se snižující se teplotou způsobeno větším odporem k tečení při postupně se snižujících teplotách. Z důvodu relativně ukončených rekrytalizací během průchodů jsou válcovací síly spojené s tímto mechanismem nejnižší ze všech tří uváděných procesů. Jakmile se objeví precipitace (proces CCR) je rekrytalizace bržděna. Akumulace energie během průchodů vede k nejvyšším mezím kluzu a největším válcovacím silám. Akumulovaná deformace při DRRCR iniciuje rekrytalizaci spojenou se zvýšením hodnot meze kluzu, které jsou vyšší než u RCR. Obecně se dá konstatovat, že objevení se dynamické nebo metadynamické rekrytalizace s sebou nese nižší hodnoty válcovacích sil, než je tomu u procesu CCR [6].

#### Konvenční řízené válcování (CCR - Conventional Controlled Rolling)

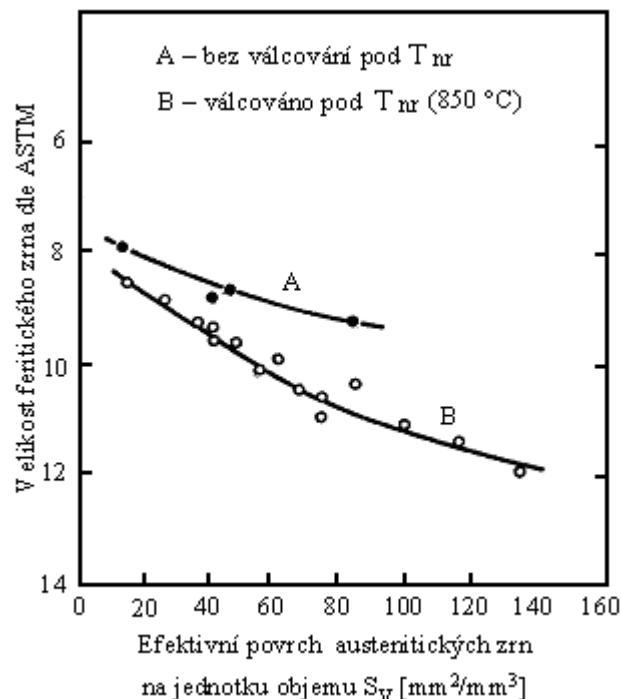
Způsob řízeného tváření označovaný jako CCR je v podstatě založen na ohřevu materiálu a následném válcování při teplotách běžných pro konvenční tváření, tj. cca 1000-1100 °C. Díky statické rekrytalizaci se velikost austenitického zrna zmenší z cca 150-300  $\mu\text{m}$  na méně než 100  $\mu\text{m}$ . Následuje ochlazení pod  $T_{nr}$  a pokračuje další tváření (deformace) [7].

Z důvodu dynamicky indukované precipitace neprobíhá rekrytalizace a austenitická zrna jsou silně deformovaná (označována jako „pancake“). Roste hustota dislokací. Spolu s deformačními pásy vyskytujícími se uvnitř takto deformovaných zrn austenitu je k dispozici jejich vysoký specifický povrch  $S_v$ , jenž je dán součtem těchto deformačních pásů a povrchů hranic deformovaných zrn, popř. transkrystalických dvojčat. To vede k zvýšenému deformačnímu zatížení pro dané teploty vlivem vysokých hustot dislokací, ale na druhou stranu k výsledné velmi jemné feritické mikrostruktuře (5-7  $\mu\text{m}$ ) po následné fázové transformaci [13]. Schématicky je proces CCR zobrazen na **Obr. 3**.



**Obr. 3.** Schématické znázornění procesu CCR [14]

Vliv specifického (efektivního) povrchu austenitických zrn  $S_V$  na velikost feritického zrna po fázové transformaci znázorňuje **Obr. 4.** [13].



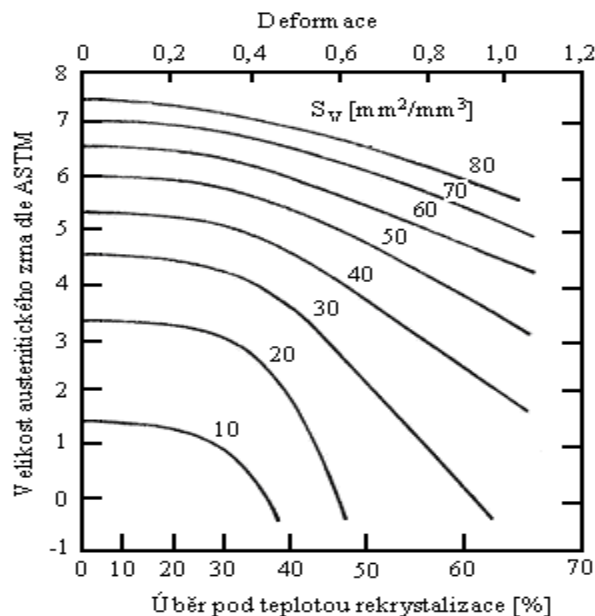
**Obr. 4.** Změna velikosti feritického zrna s hodnotou  $S_V$  u Nb legované oceli [13]

Na **Obr. 5.** je zobrazena relace mezi velikostí specifického povrchu  $S_V$ , austenitickým zrnem a úběrem (deformací) pod rekrytalizační teplotou. S poklesem velikosti austenitického zrna dochází k nárůstu specifického povrchu. Významný vliv na hodnotu  $S_V$  má však u tohoto způsobu řízeného válcování úběr pod teplotou rekrytalizace. Křivková závislost dobře dokumentuje výše popisovaná fakta.



Pro ilustraci - při konstantní velikosti austenitického zrna 5 (dle ASTM E112), zajistí 30 % úběr přibližně hodnotu  $S_v = 40 \text{ mm}^{-1}$ , přičemž provedeme-li úběr o 30 % vyšší, dostáváme se s hodnotou specifického povrchu za hranici  $60 \text{ mm}^{-1}$  [13].

Proces CCR je vhodný pro tvářecí operace, kde je možno uplatnit pomalé chlazení, což ne vždy umožňují dispoziční podmínky válcoven [14].



**Obr. 5.** Změna efektivního povrchu hranic austenitických zrn  $S_v$  při válcování oceli s 0,03 % Nb pod teplotou rekrystalizace [13]

#### Rekrystalizací řízené válcování (RCR - Recrystallization Controlled Rolling)

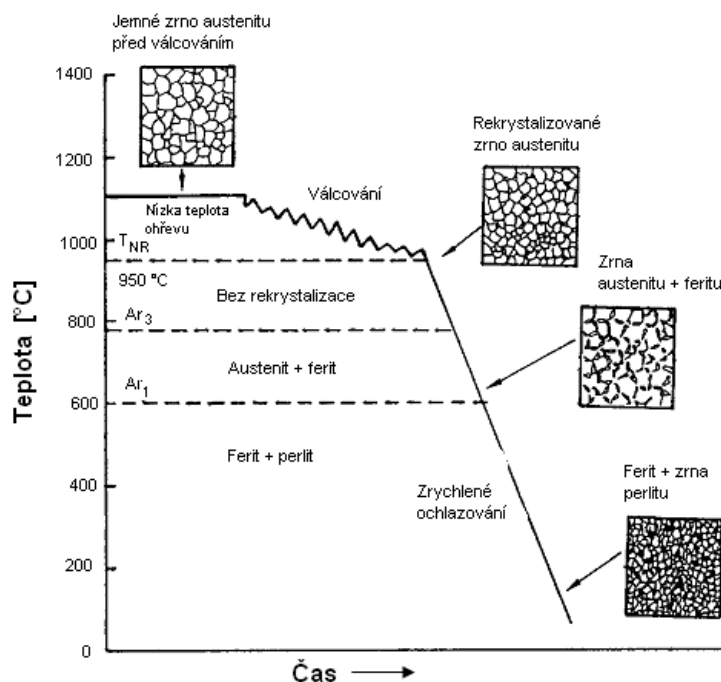
Klasické řízené válcování, tj. CCR, tak jak bylo popsáno v předchozí kapitole, není bohužel vždy použitelné. Například pro válcování na některých drátotratích a válcovnách tyčí je doválcování při nízké teplotě z důvodu enormního nárůstu deformačního odporu materiálu neuskutečnitelné. V těchto případech se přistupuje, pro dosažení jemné feritické mikrostruktury, k řízení rekrystalizace austenitu v teplotách nad  $900^\circ\text{C}$ , tedy vyšších než u CCR [15].

U rekrystalizací řízeného válcování (RCR) je jiný mechanismus vedoucí k zajištění vysokého specifického povrchu, který je pro zajištění jemného feritického zrna nejvýhodnější, neboť u tohoto způsobu řízeného válcování je vysoká hodnota specifického povrchu dána výhradně nárůstem plochy hranic zrn způsobené zmenšením průměru zrna.

K tomu zde pro úspěšný průběh procesu přistupují dvě podmínky. Prvým požadavkem je, aby rekrystalizace nebyla příliš pomalá, resp. časy pro úplný průběh rekrystalizace nebyly příliš dlouhé. Toho je možné dosáhnout lépe legováním V než Nb. Nitridy V totiž snižují schopnost pohybu hranic zrn během rekrystalizace, ale nebrzdí ji kompletně. Druhým požadavkem je zabránění růstu zrna po každé proběhlé rekrystalizaci (jinak by po každém průchodu průměr rekrystalizovaného zrna vzrostl). Za tímto účelem je využíváno přídavku Ti (cca 0,01 %) pro tvorbu jemnozrnných částic TiN během chlazení po plynulém lití. Vhodná velikost a frekvenční distribuce těchto částic může kompletně bránit růstu zrna po každém rekrystalizačním cyklu. Jemná austenitická zrna jsou pak transformována do relativně malých feritických zrn (v rozmezí 7-10  $\mu\text{m}$ ), zvláště, je-li využito zrychleného ochlazení z doválcovací teploty. To vše vede ke zlepšení mechanických vlastností za tepla válcovaných výrobků [6,14].

Jako příklad tvářecí operace, která nepodporuje konvenční řízení tváření, je děrování trubek. První dva průchody jsou s velkými deformacemi blízkými hodnotě 1, které jsou použity z praktických důvodů při teplotách nad 1000 °C, tj. vysoce nad možností vzniku „pancake“ struktury u mikrolegovaných ocelí. Jako kontrast k tomu jsou jednotlivé malé úběry při chlazení, které jsou prováděny pod teplotou  $T_{nr}$ , tj. pod 950 °C, a nezaručující dostatečnou akumulovanou deformaci pro vznik „pancake“ struktury.

Schématické znázornění rekrystalizačního řízeného tváření je na **Obr. 6**. Jako příklad lze uvést, že při běžných pochodech RCR a při ochlazovací rychlosti okolo 6 °C.s<sup>-1</sup> se dosahuje velikosti feritického zrna okolo 7 μm. [6,14,16]. Je zřejmé, že zvýšená ochlazovací rychlost stejně jako vyšší deformace v posledním úběru bude mít příznivý vliv na výslednou mikrostrukturu. Naproti tomu, čím jemnější je austenitická struktura, tím jemnější je výsledné feritické zrna [14].



**Obr. 6.** Rekrystalizací řízené válcování [14]

#### Dynamickou rekrystalizací řízené válcování (DRCR – Dynamic Recrystallization Controlled Rolling)

V případě, že čas mezi průchody je krátký (typické u spojitých tratí pro válcování drátů a tyčí) a válcovací teplota je dostatečně nízká, je pro průběh statické rekrystalizace mezi průchody nedostatek času. Zpravidla i množství precipitovaných karbonitridů je značně omezeno. Za těchto podmínek může proběhnout alternativní forma rekrystalizace, tzv. dynamická rekrystalizace, která zahrnuje nukleaci a růst během deformace. To vyžaduje akumulaci dostatečné deformace, tj. obvykle skutečné deformace větší než 1 nebo více, umožňující kompletní rekrystalizaci mikrostruktury přes průřez [6].

Kritická deformace potřebná pro nastartování dynamické rekrystalizace, jenž je závislá na konkrétních podmínkách válcování (kritická deformace vzrůstá se zvětšující se deformační rychlostí a klesá s rostoucí teplotou), je vyšší než pro statickou rekrystalizaci a její velikost se odvíjí od tzv. píkové deformace, která odpovídá maximálnímu napětí na křivce  $\sigma$ - $\epsilon$ . Zpravidla ji není dosahováno při jediném úběru, ale tzv. kumulovanou deformací, kdy je vlivem krátkého času mezi průchody uzdravena jen část struktury a deformace jsou jako by sčítány.

V ideálních laboratorních podmínkách je možné tímto procesem dosáhnout velikosti austenitického zrna  $2\text{ }\mu\text{m}$ , což vede k feritickému zrně  $1\text{ až }2\text{ }\mu\text{m}$  velkému. Dynamicky rekrystalizovaná zrna totiž nehrubnou jako u statické rekrystalizace, ale rychle dosáhnou konstantní velikosti dané deformačními podmínkami.

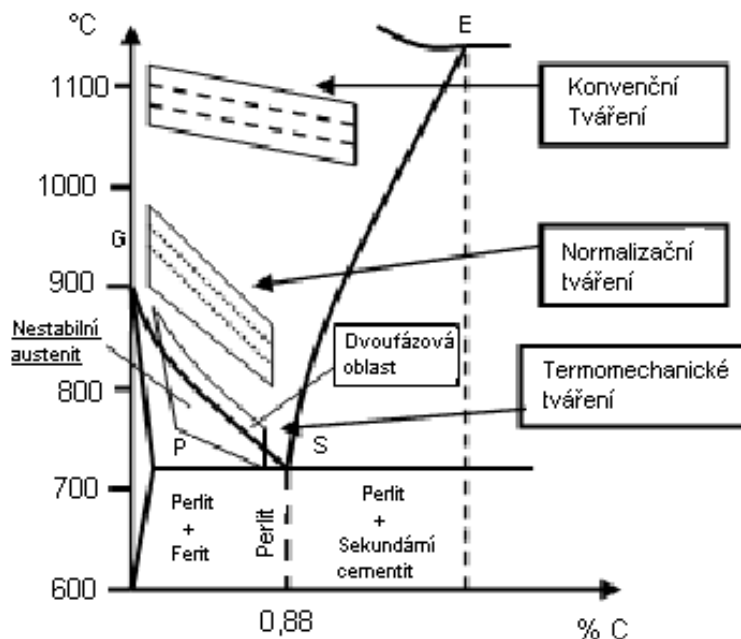
Tato zvláštnost vyplývá ze spolupůsobení deformace [4]. Ta má za následek čilou nukleaci, takže dynamická rekrystalizace probíhá procesem kontinuální nukleace a omezeného růstu, zatímco rekrystalizace statická je charakteristická omezenou nukleací a plynulým růstem zárodků [14].

Podobné experimenty byly učiněny pro simulaci tváření tyčí a taktéž pro válcování pásů za tepla na pětistolicovém tandemu, resp. na torzním plastometru. V případě absence napětovo-indukované precipitace je iniciována dynamická rekrystalizace. Výstupní teplota mezi  $850 - 910\text{ }^{\circ}\text{C}$  pak vede k velikosti austenitického zrna  $5\text{ }\mu\text{m}$  v případě, kdy krutová zkouška byla provozována při rychlosti deformace  $2\text{ s}^{-1}$ . To odpovídá velikosti zrna asi  $2\text{ }\mu\text{m}$  na reálné trati s rychlostí  $100\text{ s}^{-1}$  [6].

Přítomnost dynamické rekrystalizace není zřejmá pouze za laboratorních podmínek, ale byla také prokázána v reálných tvářecích pochodech. Optimalizace takového typu, doslova „produkce ultrajemného zrna“, u běžných ocelí ještě není průmyslově široce využívána [6].

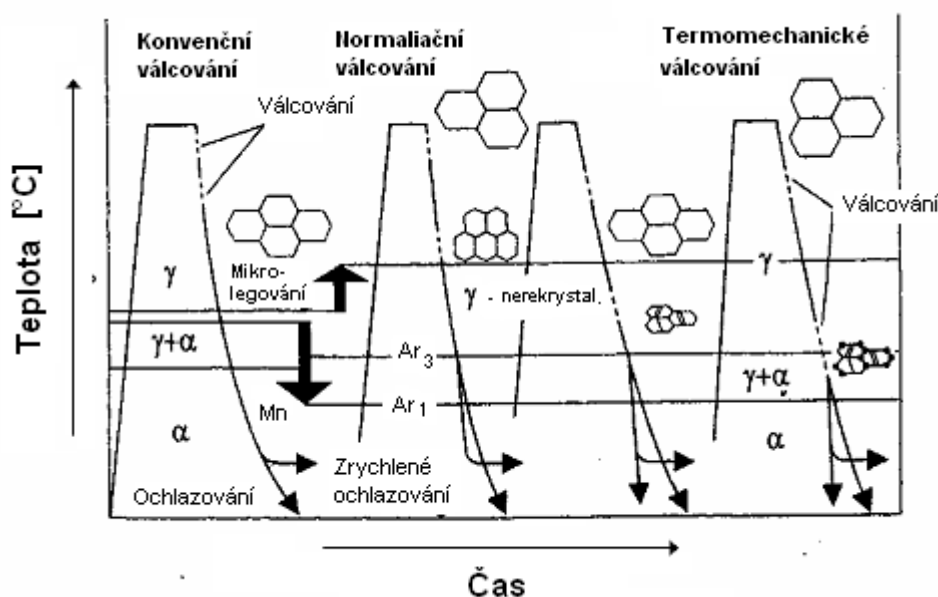
### 3.1.3.2 Rozdělení řízeného tváření podle teploty tváření

Asi nejjednodušší způsob rozdělení řízeného tváření je dle teploty tváření. Zde rozlišujeme tzv. normalizační tváření a termomechanické tváření. Oblasti tváření jsou vzhledem k fázovému diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C znázorněny na **Obr. 7.** spolu s teplotní oblastí konvenčního válcování.



**Obr. 7.** Oblasti tváření v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C [1]

Z pohledu znázornění dosažených velikostí zrn, způsobu nukleací zrn feritu ve vazbě na teploty fázových přeměn jsou konvenční, normalizační a termomechanické tváření schématicky znázorněny na **Obr. 8.**



Obr. 8. Schématické znázornění procesů řízeného tváření rozdělených dle teploty [1]

### Konvenční tváření

Při konvenčním válcování probíhá deformace oceli ve fázi stabilního austenitu. V průběhu tváření (např. mezi jednotlivými průchody) probíhá statická rekrytalizace, pro jejíž vznik je dostatečně vysoká teplota provalku. Konečná rekrytalizace mikrostruktury je nastartována až po ukončení tváření, jedná se tedy o statickou rekrytalizaci [4, 6]. Výsledné feritické zrna je transformováno ze zhrubělých rekrytalizovaných austenitických zrn (velikost zrna je ovlivněna rychlostí ochlazování).

Pokud chceme dosáhnout lepších mechanických vlastností (větších pevnostních charakteristik), je nezbytné zařadit tepelné zpracování nebo tváření za studena (např. tažení), případně nevyhovující situaci předejít úpravou chemického složení oceli.

### Normalizační tváření

Normalizačním tvářením je nazýván proces, který probíhá v teplotní oblasti normalizačního žíhání, tzn. finální tváření je orientováno ve spodní oblasti stabilního austenitu 30-50 °C nad  $A_{c3}$ . Austenit úplně rekrytalizuje před přeměnou na ferit tak, že transformační procesy jsou směřovány výhradně na zjemnění a zrovnoměrnění austenitického zrna. Tento způsob tváření je volen zejména u konstrukčních feriticko-perlitických ocelí. Snížení řádkovitosti v mikrostruktuře těchto ocelí je možno vidět ve zvýšené rychlosti nukleace při přeměně z austenitu, kdy se feritická zrna netvoří pouze z hranic austenitických zrn, ale také v zrnech austenitu. Následkem zvýšení nukleace stoupá teplota přeměny  $\gamma/\alpha$ . Nyní se může tvořit feritické i perlitické zrna téměř současně [1, 4, 6].

### Termomechanické tváření

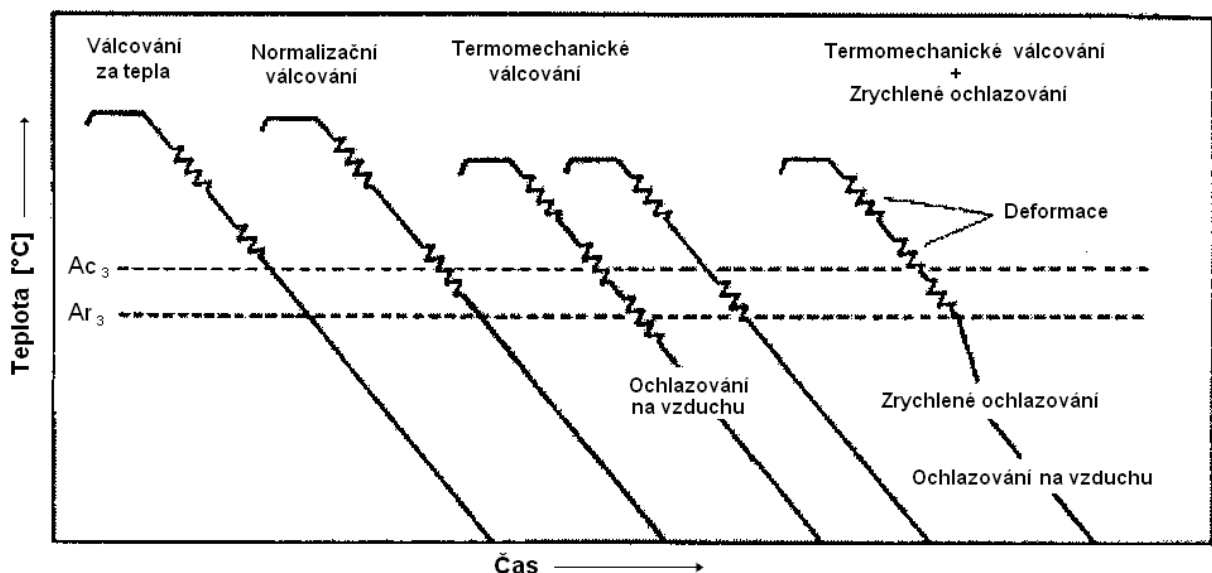
Finálním tvářením provalku nastává deformace v teplotní oblasti nestabilního austenitu za přeměny  $\gamma/\alpha$ , popřípadě těsně nad ní. Základem pro dosažení jemnozrnné transformované mikrostruktury je řízený vývoj austenitické mikrostruktury během celého tvářecího procesu.

Vlivem přidání mikrolegujících prvků se oblast pro termomechanické tváření rozšiřuje, při tom je brzděn růst austenitického zrna. Až do přeměny austenitu je při řízeném tváření produkována vlivem dynamické, příp. statické rekrytalizace, jemnozrná austenitická mikrostruktura. Pro průběh finální deformace musí být provalek ochlazen natolik, že další rekrytalizace neprobíhá. Počet nukleárních zárodků se v posledním válcovacím průchodu zvyšuje, takže je splněn základní předpoklad pro optimální transformaci struktury. Nukleace během transformace tvářeného austenitu probíhá přednostně na prodloužených hraničních plochách austenitických zrn během válcování, dále pak na nejvíce poruchových hranicích zrn tvářeného materiálu a posléze na deformačních pásech vzniklých uvnitř austenitických zrn vlivem tváření. Po uskutečnění finální deformace, kdy už austenit dále nerekrystalizuje, následuje intenzivnější chlazení materiálu. Vlastnosti, které jsou dosaženy termomechanickým válcováním, nejsou konvenčním válcováním s následným tepelným zpracováním dosažitelné [1, 4, 6].

### 3.1.4 Moderní rozdělení řízeného tváření dle teploty tváření

Na rozdíl od rozdělení uvedeného v bodu 3.1.3 je vhodné uvést i rozdělení označené dle [17] jako tzv. moderní rozdělení. Základní obrázek tohoto typu a vysvětlení existujících způsobů tváření, které vedou k rozdílným strukturálním jevům, je uveden na **Obr. 9**. Zatímco normalizační tváření je podle jedné autorů vždy ukončeno na  $A_{c3}$ , u jiných může být tváření posunuto nad  $A_{r3}$ . Čili tváření je v částečně dvoufázové oblasti. Následující termomechanické tváření má koncové operace jak v oblasti těsně nad a pod teplotou  $A_{c3}$ , tak také těsně nad a pod teplotou  $A_{r3}$ , případně pouze ve dvoufázové oblasti mezi  $A_{c3}$  a  $A_{r3}$  [17].

Tato metoda může být doplněna dalším postupem, kterému se říká termomechanické válcování se zrychleným chlazením, kde těsně za poklesem teploty pod  $A_{r3}$  je zařazeno zrychlené chlazení s následujícím volným ochlazováním nebo řízeným chlazením na vzduchu. Toto rozdělení je spíše používáno pro válcování plochých vývalků. Toto urychlené chlazení po tváření je většinou ukončeno v teplotní oblasti okolo 500 až 600 °C [17].



**Obr. 9.** Moderní rozdělení řízeného tváření dle teploty tváření [17]

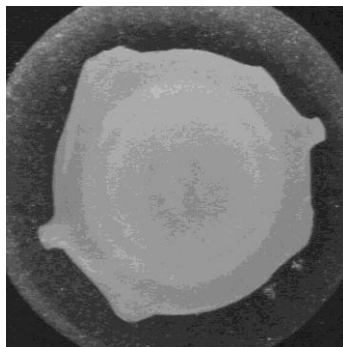
### 3.1.5 Vybraný způsob řízeného válcování - proces „Temp-core“

Tento způsob se běžně používá pro výrobu žebírkových betonářských ocelí. Avšak je možné ho použít pro válcování tyčových ocelí, které nejsou určeny k obrábění a u nichž je požadavek na vyšší mechanické hodnoty bez speciálních omezení struktury.

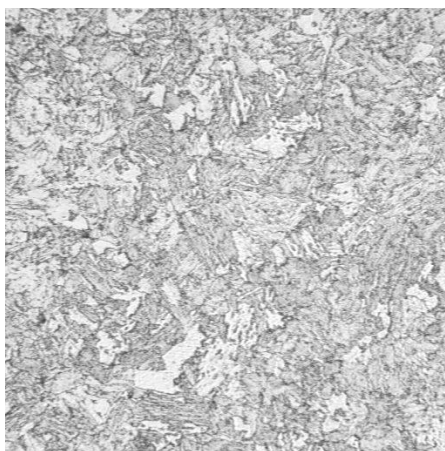
Válcování procesem „Temp-core“ spočívá v kombinaci konvenčního válcování a řízeného intenzivního vodního ochlazení po válcování z tvářecí teploty cca 1050 °C na teplotu cca 400-550 °C po ochlazení a vyrovnání teploty ze středu provalku. Chlazení probíhá průchodem žhavého vývalku vodním boxem (boxy), ve kterých je regulován tlak a množství chladicí vody. K intenzivnímu chlazení ve vodním boxu dochází od povrchu do středu vývalku. Na výstupu vývalku z vodního boxu má povrch materiálu teplotu na úrovni teploty chladicí vody (cca 40 °C) a střed provalku má původní teplotu cca 1050 °C. Poté je již materiál volně ochlazován na vzduchu a dochází k vyrovnání teplotního rozdílu mezi středem a povrchem vývalku.

Výsledkem je vícefázová struktura po průřezu vývalku (**Obr. 10.**), kdy obvod řezu vývalku (tj. povrch) je tvořen martenziticko-sorbitickou strukturou (**Obr. 11.**), směrem do středu provalku přechází přes bainitickou vrstvu do středové oblasti tvořené feriticko-perlitickou strukturou (**Obr. 12.**).

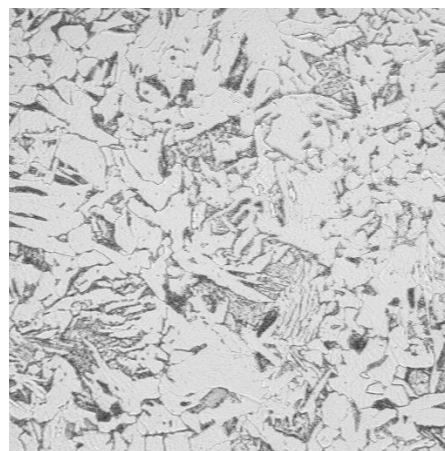
Pro ocel s chemickým složením cca 0,15 % C, 0,90 % Mn a 0,10 % Si je možné změnou parametrů chlazení a tím změnou šířek jednotlivých pásem mikrostruktury, dosahovat rozdílné výsledné „celkové“ mechanické hodnoty vývalku od (pro mez kluzu) cca 340 MPa (pro pouze feriticko-perlitickou strukturu, tj. nechlazené) do více než 1000 MPa pro struktury tvořené převážně martenzitem, tj. intenzivně chlazené.



**Obr. 10.** Makrostruktura řezu vývalku válcovaného procesem „Temp-core“



**Obr. 11.** Martenziticko-sorbitická struktura na povrchu vývalku (500x)

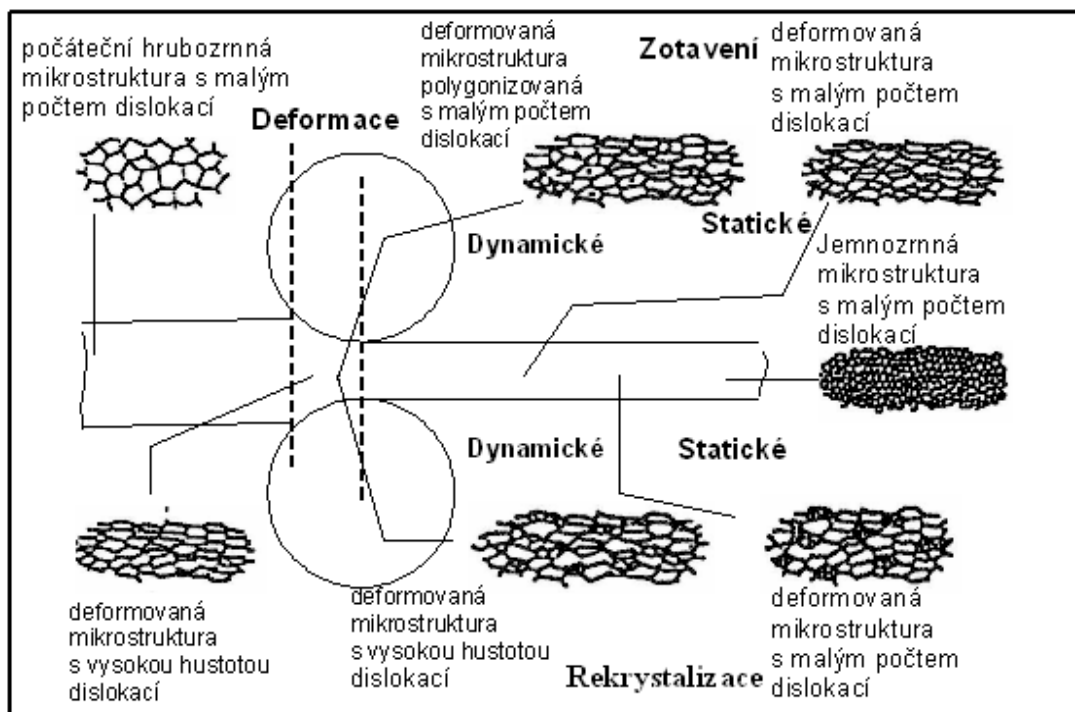


**Obr. 12.** Feriticko perlitická struktura ve středu vývalku (500x)

### 3.2 Uzdravovací procesy

Průvodním jevem plastické deformace je zpevňování deformovaného kovu. Vlastnosti kovů a slitin v průběhu plastické deformace ovlivňuje kinetika a mechanismus zpevňovacích a uzdravovacích procesů. To, který proces ve struktuře při tváření převládá, výrazně ovlivňují tyto termodynamické činitele: teplota  $T$ , velikost deformace  $e$  a deformační rychlost  $\dot{\epsilon}$  [18]. Uzdravovací procesy jsou velmi důležité z důvodu obnovy plastických vlastností tvářeného materiálu. Zatímco po plastické deformaci za studena se zpevnění odstraní uzdravovacími procesy při tepelném zpracování, probíhají tyto procesy při plastické deformaci za tepla buď během deformace, nebo po deformaci [9]

Uzdravovací procesy, které probíhají během deformace, se nazývají dynamické procesy, mezi ně patří dynamická rekrytalizace a dynamické zotavení. Po ukončení deformace probíhají statické neboli postdynamické uzdravovací procesy, mezi ně patří statická rekrytalizace, statické zotavení a metadynamická rekrytalizace [19]. Schématické znázornění působení uzdravovacích procesů během procesu válcování je na Obr. 13.

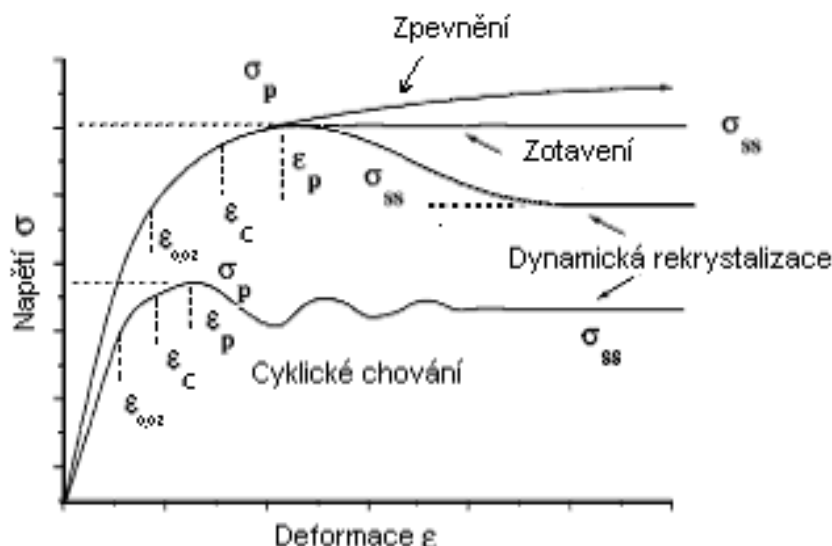


Obr. 13. Působení uzdravovacích procesů během procesu válcování [6]

Působení uzdravovacích procesů v materiálu v průběhu plastické deformace je možno popsat ze závislosti deformačního napětí na velikosti deformace při konstantní deformační rychlosti a teplotě. Na Obr. 14. jsou znázorněny typické křivky napětí-deformace za tepla.

Po pružné deformaci, od hodnoty  $\epsilon_{0,02}$ , dochází nejdříve ke zpevňovacím procesům (oblast do hodnoty  $\epsilon_p$ ). Po dosažení maximálního napětí  $\sigma_p$  převládou změkčovací procesy. Deformační napětí pak, dle konkrétních podmínek procesu, klesá na minimum (v případě dynamické rekrytalizace), které má již konstantní hodnotu  $\sigma_{ss}$  nezávislou na deformací [6], nebo po dosažení maximálního napětí zůstává konstantní, což je typické pro zotavení.

Na Obr. 14. jsou znázorněny křivky pro proces dynamické rekrytalizace, dynamické rekrytalizace s cyklickým průběhem, křivka charakteristická pro působení procesu zotavení a křivka typická pro podmínky procesu, kdy nedochází k uzdravování struktury a hodnota deformačního napětí trvale roste s deformací, označená jako zpevňování.



Obr. 14. Závislost napětí na deformaci pro vybrané procesy [20]

### 3.2.1 Zotavení

#### 3.2.1.1 Dynamické zotavení

Dynamické zotavení se uplatňuje při malých velikostech deformace nebo nízkých tvářecích teplotách. Je převládajícím mechanismem u kovů s vysokou energií vrstevných chyb, tj.  $\text{Fe}_\alpha$ . U těchto kovů je vysoká pohyblivost dislokací příčným kluzem a šplhem. Během plastické deformace mohou jak šroubové, tak i hranové dislokace opustit kluzné roviny, setkat se s dislokacemi opačného znaménka a anihilovat. Řídícím mechanismem zotavení je šplhání dislokací za současné migrace vakancí. Aktivační energie zotavení je proto blízká aktivační energii samodifúze. Při dynamickém zotavení se hustota dislokací snižuje anihilací, vyrovnáním zakřivených dislokačních sítí a polygonizací, kdy se původní velké zrna rozpadne na několik menších zrn. Podle [21] dochází v prvním stadiu dynamického zotavení k přemísťování dislokací a vzniku subzrn. V dalším stadiu růst subzrn způsobuje zvětšení disorientace. Zvětšená hustota dislokací podporuje zjemnění subzrn, od určité velikosti deformace je velikost subzrn téměř konstantní.

Při zotavení nevznikají nová zrna, ke změkčování dochází rovnoměrně ve všech částech matrice za vzniku polygonizované dislokační substruktury. Hustota dislokací se sníží pouze částečně a proto ani zpevnění se zcela neodstraní. Kinetiku dynamického zotavení během plastické deformace za tepla podporuje [9]:

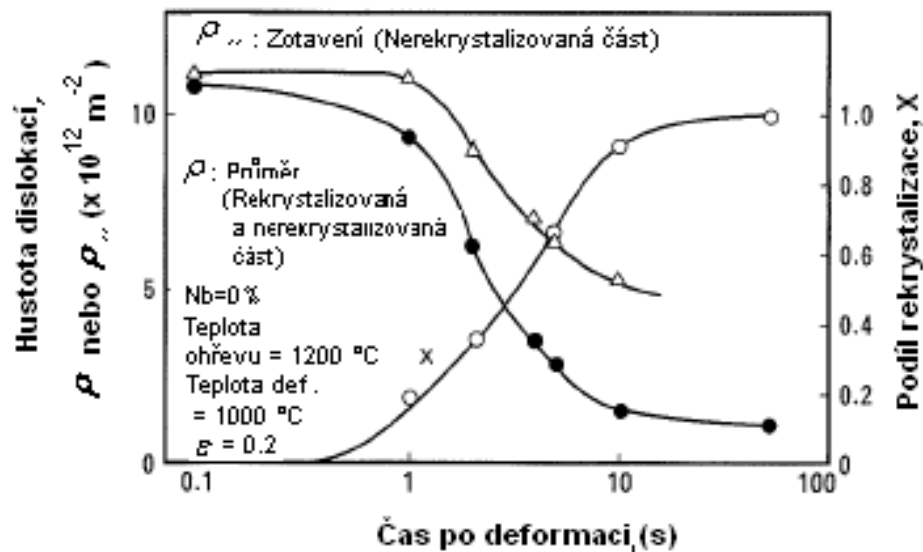
- vysoká energie vrstevných chyb
- vyšší teploty tváření
- vyšší deformační napětí
- vyšší obsah vakancí.

Dynamické zotavení probíhá velmi rychle, kdy výsledkem je dosažení tzv. rovnovážného stavu na křivce napětí-deformace  $\sigma_{ss}$ . Ten je charakterizován rovnováhou mezi procesy zpevňování a uzdravování, tj. zotavení. Rovnovážný stav je charakterizován velikostí subzrn, která je obecně funkcí Zener-Hollomonova parametru [22]. Schématické zobrazení křivky napětí-deformace pro dynamické zotavení je na Obr. 14.

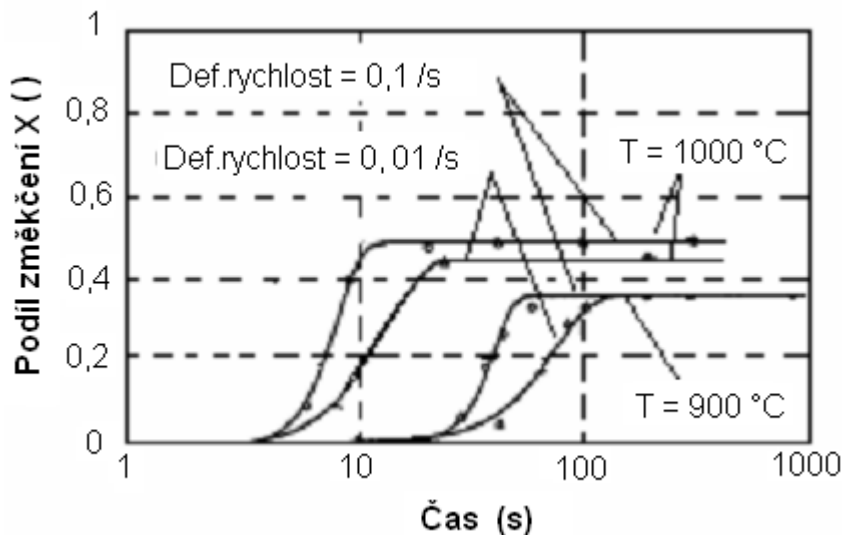


### 3.2.1.2 Statické zotavení

Jde o principiálně stejný proces jako dynamické zotavení, ale probíhá po deformaci nebo během žhání. Rozsah působení statického zotavení je v případě tváření kovů za tepla poměrně omezený a platí obecný konsenzus, že na změkčení struktury se podílí maximálně 20 % [22]. Na **Obr. 15** je zobrazen pokles hustoty dislokací ve vazbě na čase po deformaci dle [23] pro nerekrystalizovanou část struktury, tj. působení procesu zotavení, a průměrná hodnota hustoty dislokací v rekrystalizované a nerekrystalizované části struktury. Na sekundární ose X je zobrazen podíl uzdravené struktury ve vazbě na čase po deformaci. Je zřejmý rapidní nástup vlivu rekrystalizace. Platí pro C-Mn-Si oceli, teplotu deformace 1000 °C a deformaci 0,2.



**Obr. 15.** Pokles hustoty dislokací a podíl uzdravené struktury ve vazbě na čase po deformaci [23]



**Obr. 16.** Průběh dynamiky statického zotavení pro nízkouhlíkovou ocel mikrolegovanou niobem [24]

Průběh dynamiky statického zotavení pro nízkouhlíkovou ocel mikrolegovanou niobem pro teploty 900 a 1000 °C, deformaci 10 % a deformační rychlosti 0,1 a 0,01 s<sup>-1</sup> je dle [24] zobrazena na **Obr. 16**.

### 3.2.2 Dynamická rekrytalizace (DRX)

U kovů s nízkou energií vrstevných chyb je dislokační síťová nepropustná pro procházející dislokace. Rozhodujícím mechanismem změkčování je v daném případě dynamická rekrytalizace. Charakteristická křivka napětí-deformace je zobrazena na **Obr. 14**. Základním předpokladem pro vznik dynamické rekrytalizace je dosažení kritického stupně deformace  $\varepsilon_c$ .

Rekrytalizační proces obsahuje nukleaci zárodků a jejich růst, přičemž určujícím faktorem pro průběh rekrytalizace a vlastnosti rekrytalizovaného materiálu je rychlost tvorby zárodků. Předpokládá se, že zárodky se tvoří koalescencí subzrn. Část hranic subzrn má charakter velkoúhlových hranic, kdy při určité velikosti subzrn se překročí kritická velikost nutná pro inicializaci zárodků. U dynamické rekrytalizace je tato velikost cca 10 nm, podobně jako u statické rekrytalizace. Výhodnými místy pro tvorbu zárodků jsou místa s vyšší energií mřížky – hranice původních zrn a deformační pásy. Jako zárodky mohou sloužit i cizí částice, např. hrubé nerozpustné precipitáty [9, 21].

Dynamická rekrytalizace začíná při dosažení kritické deformace  $\varepsilon_c$ , která koresponduje s kritickou hustotou dislokací. Pro daný materiál je kritická deformace funkcí teploty, deformační rychlosti a velikostí austenitického zrna [22].

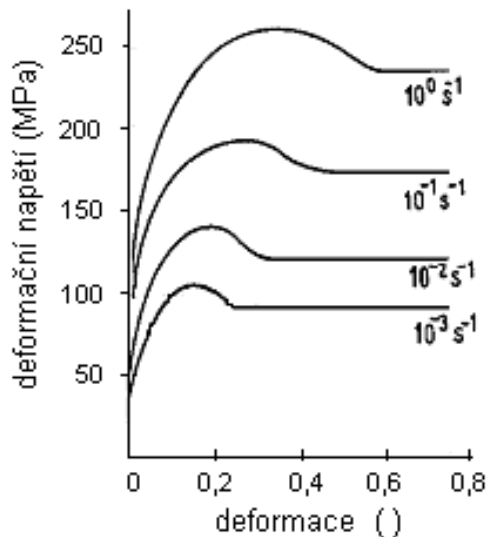
Velikost kritické deformace je u dynamické rekrytalizace podstatně větší než u statické. Dynamická rekrytalizace nastává těsně před dosažením  $\sigma_p$  na křivce napětí-deformace. Při dosažení  $\varepsilon_p$  je již asi 5% struktury rekrytalizováno [9, 21].

Dynamická rekrytalizace se vyznačuje nepřetržitou nukleací a omezeným růstem zrna. Výsledkem je proto velmi jemné zrna, které může být zpevněno polygonizační strukturou. Velikost kritických deformací se zvětšuje s rostoucí deformační rychlostí a snižuje s rostoucí teplotou (viz **Obr. 17** a **Obr. 18**.) [9].

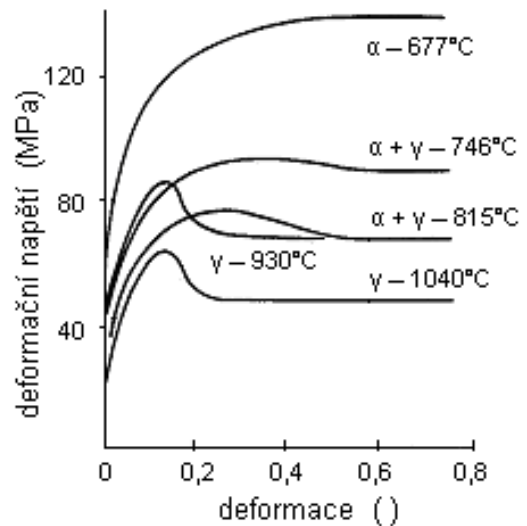
Tvar křivky napětí-deformace pro dynamickou rekrytalizaci je charakteristický nárůstem zpevnění, které je následováno poklesem a přechodem od oblasti ustáleného napětí  $\sigma_{ss}$ . To je výsledkem rovnováhy mezi zpevňováním a uzdravováním.

Mechanismus nukleace je rozdílný pro případy křivek napětí-deformace s jedním píkem a s více píky (**Obr. 14**). Dle [25] je křivka napětí-deformace cyklická, resp. proces dynamické rekrytalizace je cyklický, jestliže je deformace do píku  $\varepsilon_p$  větší než deformace nezbytná pro ukončení procesu uzdravení, která se projeví při nižších hodnotách Zener-Hollomonova parametru  $Z$ . Naopak, při vyšších hodnotách  $Z$ , kdy píkovaná deformace  $\varepsilon_p$  je nižší než hodnota deformace nezbytné pro ukončení procesu uzdravení, dynamická rekrytalizace probíhá kontinuálně v celém objemu materiálu. Dle [25] platí, že vícenásobný pík je častěji pozorován při deformaci materiálu s jemnozrnější strukturou, kdežto pro materiál s hrubším zrnem je více charakteristický pouze jeden pík na křivce. Průběh dynamické rekrytalizace (jedno nebo vícepíkové) je možné ovlivňovat poměrem velikosti dynamicky rekrytalizovaného zrna  $d_{DRX}$  vůči původní velikosti zrna před rekrytalizací  $d_0$  lépe než pomocí parametru  $Z$ . Poměr, kdy  $d_{DRX} < d_0$ , je provázen křivkou s vícepíkovou charakteristikou a naopak [22, 25].

Na **Obr. 17** je zobrazen vliv rychlosti deformace na křivku napětí-deformace pro výše uhlíkovou ocel s obsahem  $C = 0,68 \%$  při teplotě deformace  $780^\circ\text{C}$ . Na **Obr. 18** je zobrazen vliv teploty deformace na křivku napětí-deformace pro nízkouhlíkovou ocel s obsahem  $C = 0,06 \%$  při rychlosti deformace  $\dot{\varepsilon} = 8 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .



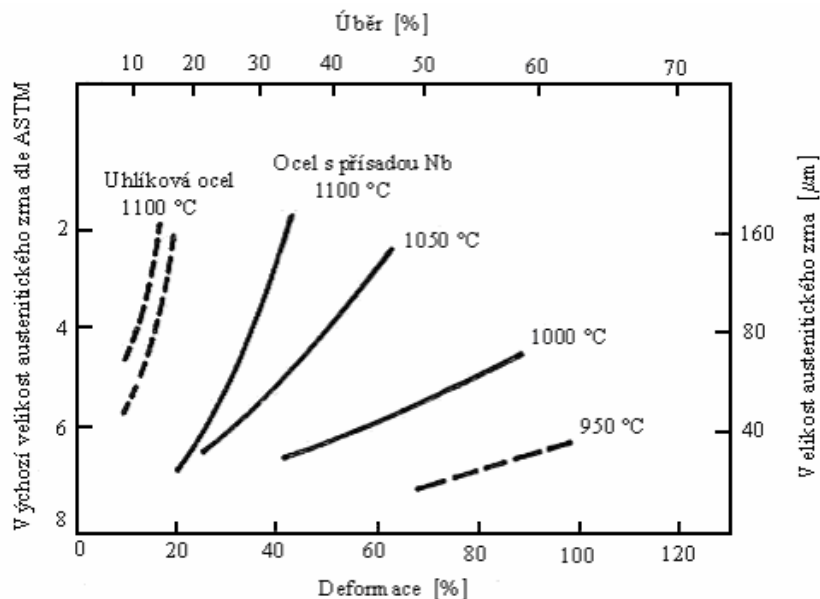
**Obr. 17.** Vliv rychlosti deformace na křivku napětí-deformace [9]



**Obr. 18.** Vliv teploty deformace na křivku napětí-deformace [9]

Dynamická rekrytalizace se objevuje u procesů válcování drátů, tyčí a pásů za tepla. Procesy válcování drátů, resp. tyčí a pásů, se vyznačují postupným zkracováním prodlev mezi úběry a růstem rychlostí deformace během úběrů. Během prvních úběrů tak je dostatek času ke statické rekrytalizaci a nevhodné podmínky pro vznik dynamické rekrytalizace. Se zmenšováním průřezu provalku nastávají podmínky vhodné pro dynamickou rekrytalizaci. K dynamické rekrytalizaci může dojít i v případech, kdy sice žádná z deformací nepřekročí hodnotu kritické deformace, ale z důvodu krátkých prodlev mezi úběry nemůže proběhnout statická rekrytalizace a dochází ke „kumulaci“ deformace, která pak překročí hodnotu kritické deformace  $\varepsilon_c$ .

Závislost kritické deformace k zajištění úplné rekrytalizace struktury na velikosti austenitického zrna a deformační teplotě pro uhlíkovou a Nb legovanou ocel znázorňuje **Obr. 19**.



**Obr. 19.** Kritická deformace pro uhlíkovou a Nb legovanou ocel v závislosti na velikosti austenitického zrna a teplotě [13]

Z průběhů křivek se dá usoudit, že klesající teplota u Nb legované oceli má významný vliv na velikost kritické deformace. Na příklad, při výchozí velikosti austenitického zrna 40  $\mu\text{m}$  stačí pro úplný průběh rekrytalizace struktury při teplotě 1100  $^{\circ}\text{C}$  úběr cca 22 %, zatímco při teplotě 1000  $^{\circ}\text{C}$  je nutno provést deformaci cca o 20 % vyšší. Podobný účinek na kritickou deformaci má i velikost původních zrn austenitu, tedy hrubozrnnou strukturu je nutno podrobit větším deformacím, přičemž s klesající teplotou tvářeného kovu tato kritická deformace narůstá [13].

Po dynamické rekrytalizaci se dle konkrétních podmínek deformace mohou projevit další uzdravovací pochody, jako je metadynamická rekrytalizace, statická rekrytalizace, metadynamické zotavení a statické zotavení [22].

Konvenční modely dynamické rekrytalizace obsahují rovnice popisující kritickou deformaci, kinetiku dynamické rekrytalizace a velikost zrna po dynamické rekrytalizaci.

Rovnice pro vyjádření kritické deformace  $\varepsilon_c$  se uvádí např. ve tvaru (1).

$$\varepsilon_c = A_c \cdot Z^p \cdot d_0^q \quad (1)$$

Hodnoty koeficientů  $A_c$ ,  $p$  a  $q$  a hodnoty aktivační energie dynamické rekrytalizace v Zener-Hollomonově parametru pro rovnici (1) jsou uvedeny v **Tabulce 2** dle různých autorů pro vybrané druhy ocelí.

**Tabulka 2** Hodnoty koeficientů  $A_c$ ,  $p$  a  $q$  a hodnoty aktivační energie dynamické rekrytalizace v Zener-Hollomonově parametru pro rovnici (1)

Skupina ocelí	$A_c$	$p$	$q$	$Q_{DRX}$ (J/mol)	Autor
C-Mn	$5,6 \cdot 10^{-4}$	0,17	0,30	300 000	[26]
C-Mn	$4,9 \cdot 10^{-4}$	0,15	0,50	312 000	[27]
C-Mn	$6,8 \cdot 10^{-4}$	0,13	-	312 000	[28]
C-Mn (-Ti)	$4,62 \cdot 10^{-3}$	0,12	0,30	312 000	[29]
Eutektoidní	$4,3 \cdot 10^{-4}$	0,18	0,30	315 000	[30]
Austenitická	$2,2 \cdot 10^{-3}$	0,089	0,50	380 000	[31]

Rovnici (1) je možné uvést v pozměněné formě (2), kdy hodnota kritické deformace  $\varepsilon_c$  pro iniciaci dynamické rekrytalizace je vyjádřena jako funkce deformace do píku  $\varepsilon_p$  (3).

$$\varepsilon_c = C \cdot \varepsilon_p \quad (2)$$

$$\varepsilon_p = A_p \cdot d_0^f \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{DRX}}{R \cdot T}\right) \right]^g \quad (3)$$

kde  $C$ ,  $A_p$ ,  $f$  a  $g$  jsou koeficienty a součin  $C$  a  $A_p$  je roven hodnotě  $A_c$  v rovnici (1) [26]. Autor [32] zahrnuje do rovnice typu (3) i vliv mikrolegury a rovnice pak má tvar (4), kde obsah niobu je v %. Hodnota konstanty  $C$  v rovnici (2), potřebná pro výpočet  $\varepsilon_c$ , má pak hodnotu 0,8 dle [32] pro C-Mn-Nb oceli, nebo 0,73 dle [33] pro AK ocel AISI304.

$$\varepsilon_p = (1 + 20 \cdot Nb) \cdot 1,573 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{R \cdot T}\right) \right]^{0,17} \quad (4)$$

Pro stanovení hodnoty  $\sigma_{ss}$  je užívána rovnice ve tvaru dle (3), kde se pomíjí vliv velikosti zrna, tedy  $f = 0$ . Pro oceli legované Nb se hodnota  $\sigma_{ss}$  počítá dle vztahu (5) [32].

$$\sigma_{ss} = 4,2 \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{R \cdot T}\right) \right]^{0,09} \quad (5)$$

Pro popis kinetiky dynamické rekrystalizace se nejčastěji používá rovnice (6).

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[ B \cdot \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^m \right] \quad (6)$$

Podíl  $X_{DRX}$  je funkcí deformace a  $\varepsilon_p$  je deformace do píku, obvykle počítána jako rovnice (2). Koeficienty rovnice (6)  $B$ ,  $m$  a  $C$  pro vybrané skupiny ocelí dle různých autorů jsou uvedeny v **Tabulce 3**. Hodnota konstanty  $C$  je potřebná pro stanovení  $\varepsilon_c$  dle rovnice (2).

**Tabulka 3** Koeficienty pro výpočet rovnice (6) pro vybrané skupiny ocelí

Skupina ocelí	$B$	$m$	$C$	Autor
C-Mn	-0,8	1,4	1,23	[34]
eutektoidní	-1,7	1,3	1,05	[30]

Autoři [35], [36], [32] uvádí jinou formu rovnice (6) pro popis kinetiky dynamické rekrystalizace a to ve tvaru (7). Principiálně se jedná o rozdílný přístup k popisu kinetiky, matematicky je vyjádření shodné.

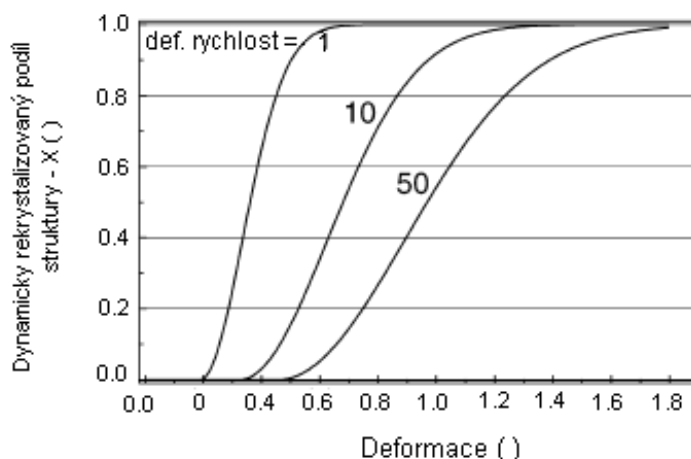
$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[ -0,693 \cdot \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5X}} \right)^2 \right] \quad (7)$$

kde  $\varepsilon_{0,5X}$  je deformace potřebná pro 50-ti %-ní uzdravení struktury a pro C-Mn oceli se počítá dle vztahu (8) [37] nebo pro C-Mn-Nb-V oceli dle vztahu (9) [36].

$$\varepsilon_{0,5X} = 1,144 \cdot 10^{-3} \cdot d_0^{0,25} \cdot \dot{\varepsilon}^{0,05} \cdot \exp\left(\frac{53379}{R \cdot T}\right) \quad (8)$$

$$\varepsilon_{0,5X} = 3,5 \cdot 10^{-6} \cdot d_0^{0,25} \cdot \dot{\varepsilon}^{0,32} \cdot \exp\left(\frac{141000}{R \cdot T}\right) \quad (9)$$

Na **Obr. 20** je zobrazen průběh dynamicky rekrystalizovaného podílu struktury  $X_{DRX}$  v závislosti na deformaci dle [20] pro různé rychlosti deformace, pro středně uhlíkovou ocel s 0,19 % C, 0,40 % Mn a 0,20 % Si, teplotu deformace 1100 °C,  $d_0 = 80 \mu\text{m}$  a  $\varepsilon = 76 \%$ .



**Obr. 20.** Průběh dynamicky rekrystalizovaného podílu struktury  $X_{DRX}$  [20]

Z **Obr. 20.** je patrná závislost hodnoty  $X_{DRX}$  na deformaci a na hodnotě deformační rychlosti, kdy s rostoucí deformační rychlostí je hodnota  $X_{DRX}$  při stejné hodnotě deformace nižší.

Velikost zrna po dynamické rekrystalizaci, dle [22, 38] není ovlivňována velikostí deformace ani původní velikostí zrna před rekrystalizací, ale je závislá na společném působení teploty a deformační rychlosti, které je vyjádřeno Zener-Hollomonovým parametrem. Obecná rovnice popisující velikost zrna po dynamické rekrystalizaci je ve tvaru (10).

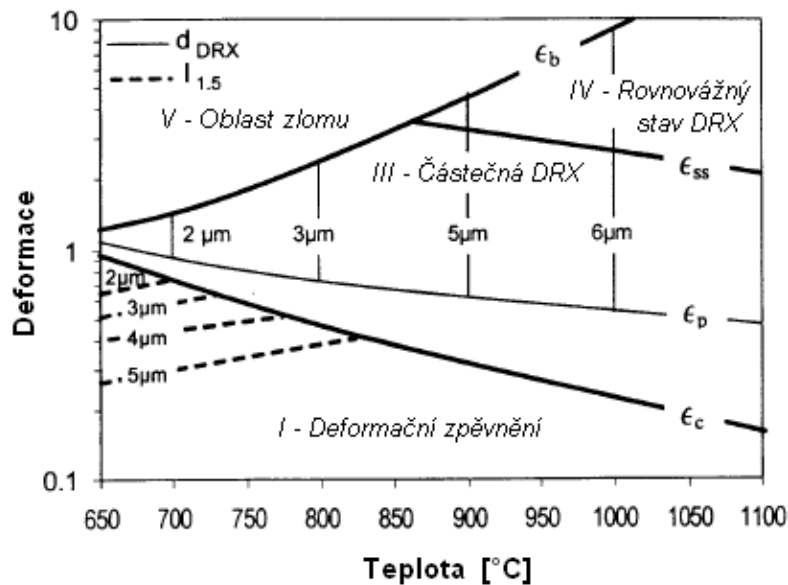
$$d_{DRX} = D \cdot Z^j \quad (10)$$

Koeficienty rovnice (10) pro vybrané skupiny ocelí dle různých autorů jsou uvedeny v **Tabulce 4**. Vždy je nutno brát v úvahu, že se jedná o velikost austenitického zrna bez vlivu následného hrubnutí, resp. procesů metadynamické a statické rekrystalizace, které mají vliv na velikost výsledného feritického zrna.

**Tabulka 4** Koeficienty rovnice (10) pro vybrané skupiny ocelí

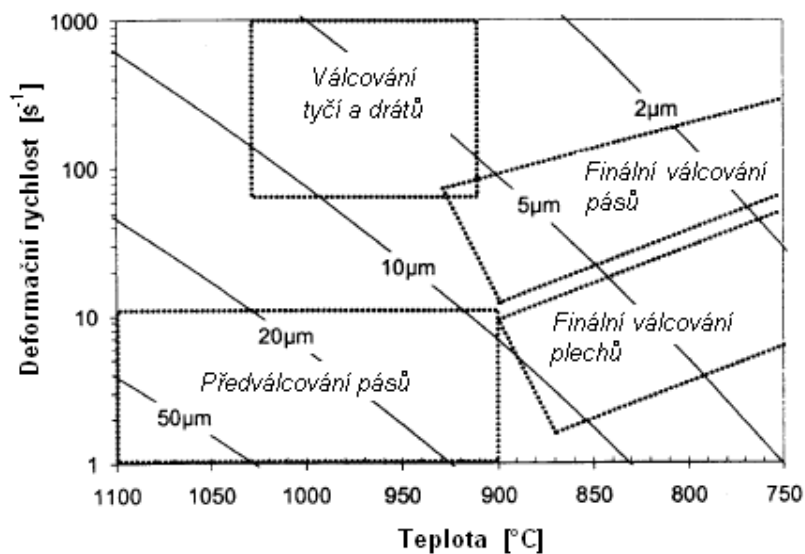
Skupina ocelí	$D$	$j$	$Q_{DRX}$ (J/mol)	Autor
C-Mn	$1,8 \cdot 10^3$	-0,15	312 000	[27]
C-Mn	$2,26 \cdot 10^4$	-0,27	267 100	[35]
C-Mn (V-Ti)	$1,6 \cdot 10^4$	-0,23	312 000	[38]
Nespecifik.	$6,8 \cdot 10^4$	-0,27	300 000	[39]
eutektoidní	$1,6 \cdot 10^4$	-0,20	315 000	[30]

Velikost austenitického zrna  $d_{DRX}$  může být zaznamenána v závislosti na teplotě a deformaci. Na **Obr. 21.** je zobrazena taková závislost pro slitinu Ni-30Fe ukazující velikost dynamicky rekrystalizovaného zrna, oblast lomu a deformační režimy dynamické rekrystalizace a zpevnění pro deformační rychlost  $1s^{-1}$  dle [39].



**Obr. 21.** Velikost austenitického zrna  $d_{DRX}$  v závislosti na teplotě a deformaci [39]

Pokud dojde k dynamické rekrytalizaci, **Obr. 22.** ukazuje velikost austenitického zrna, které může být dosaženo na různých typech válcovacích tratí. Je zřejmé, že je možné dosáhnout velikosti austenitického zrna 2-5  $\mu\text{m}$ . Drátové a tyčové tratě mohou „produkovat“ jemné zrno, pokud výstupní teploty mohou být značně redukovány. Tento faktor je zásadní, protože na těchto tratích dochází ke značnému zvýšení teploty provalku z důvodu vývinu deformačního tepla během průchodu [39].



**Obr. 22.** Velikost austenitického zrna na různých typech válcovacích tratích [39]

### 3.2.3 Metadynamická rekrytalizace (MDRX)

Předpokladem pro vznik metadynamické rekrytalizace jsou dynamicky rekrytalizovaná zrna při tváření, tedy při deformaci větší než kritická velikost deformace nezbytná pro vznik dynamické rekrytalizace. Metadynamická rekrytalizace nevyžaduje proto žádnou inkubační dobu a její průběh je až o řád rychlejší než u statické rekrytalizace. Probíhá přednostně v místech s maximální deformací [9].

Kinetika MDRX může být popsána rovnicí označovanou jako Johnson-Mehl-Avramiho rovnice - JMA [40], (jiné označení téhož je Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorovova rovnice [22], uváděná v obecném tvaru (11), kde  $t$  je čas uzdravení,  $t_X$  je čas potřebný pro uzdravení daného podílu struktury,  $k$  je Avramiho exponent a  $A_2$  je konstanta, kdy  $A_2 = \ln(X)$  [22].

$$X_{MDRX} = 1 - \exp \left[ A_2 \cdot \left( \frac{t}{t_X} \right)^k \right] \quad (11)$$

Čas potřebný pro 50-ti % MDRX  $t_X = t_{0,5X}$  je popisován dle obecné rovnice (12). Konstanty rovnic (11) a (12) dle různých autorů jsou uvedeny v **Tabulce 5** jen pro C-Mn skupinu ocelí. Pro výpočet Zener-Hollomonova parametru se uvádí aktivační energie dynamické rekrytalizace  $Q_{DRX}$ .

$$t_{0,5X} = A_3 \cdot Z^s \cdot \exp \left( \frac{Q_{MDRX}}{R \cdot T} \right) \quad (12)$$

**Tabulka 5** Koeficienty rovnice (11) a (12) pro vybrané skupiny ocelí

Skupina ocelí	$A_3$	$s$	$k$	$Q_{DRX}$ (J/mol)	$Q_{MDRX}$ (J/mol)	Autor
C-Mn	1,06	-0,6	1,5	312 000	300 000	[41]
C-Mn	1,12	-0,8	1,5	300 000	230 000	[34]
C-Mn	1,10	-0,8	neuv.	300 000	230 000	[37]
C-Mn(-Nb)	1,84	-0,86	neuv.	330 000	271 000	[36]

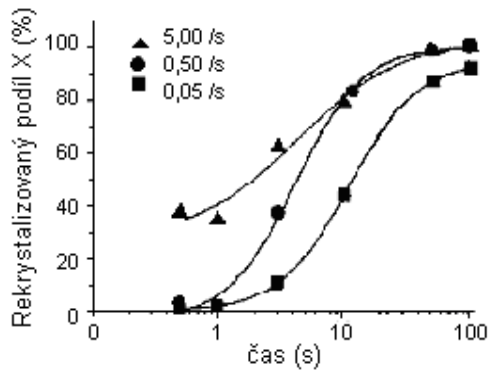
Autoři [31], [32] uvádí rovnici typu (12) bez vlivu aktivační energie dynamické rekrytalizace. Pro niobem legované oceli má pak výpočet hodnoty  $t_{0,5}$  tvar dle (13) [32] a pro austenitickou AK ocel pak tvar dle (14), kde  $D_{DRX}$  je velikost austenitického zrna po dynamické rekrytalizaci [31].

$$t_{0,5X} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\epsilon}^{-0,59} \cdot \exp \left( \frac{153000}{R \cdot T} \right) \quad (13)$$

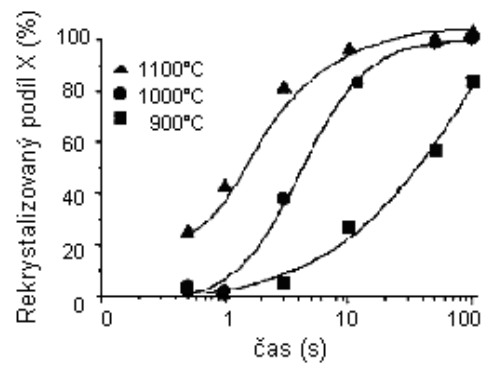
$$t_{0,5X} = 1,33 \cdot 10^{-11} \cdot \dot{\epsilon}^{-0,41} \cdot D_{DRX} \cdot \exp \left( \frac{230300}{R \cdot T} \right) \quad (14)$$

Na **Obr. 23.** je zobrazen charakteristický esovitý průběh metadynamické rekrytalizace pro austenitickou ocel dle [31] a zároveň vliv deformační rychlosti; na **Obr. 24** je zobrazen vliv teploty [31]. Z **Obr. 23.** a **24.** je zřejmé, že vzrůst teploty urychluje proces uzdravení, stejně tak i vyšší hodnota deformační rychlosti.





**Obr. 23.** Vliv deformační rychlosti na průběh MDRX [31]



**Obr. 24.** Vliv teploty na průběh MDRX [31]

Velikost zrna po MDRX se obecně popisuje rovnicí (15) identickou jako (10). Koeficienty rovnice (15) pro vybrané skupiny ocelí dle různých autorů jsou uvedeny v **Tabulce 6**. Pro výpočet hodnoty Zener-Hollomonova parametru je uvedena i hodnota aktivační energie dynamické rekrystalizace.

$$d_{MDRX} = A_4 \cdot Z^b \quad (15)$$

**Tabulka 6** Koeficienty rovnice (15) pro vybrané skupiny ocelí

Skupina ocelí	$A_4$	$b$	$Q_{DRX}$ (J/mol)	Autor
C-Mn	$1,06 \cdot 10^3$	-0,11	312 000	[41]
C-Mn	$2,6 \cdot 10^4$	-0,23	312 000	[34]
C-Mn (-Nb)	$1,37 \cdot 10^3$	-0,13	375 000	[42]
eutektoidní	$2,5 \cdot 10^4$	-0,23	312 000	[30]

Častěji se velikost zrna po MDRX se dle [22] počítá dle vztahu (16) jako vážený průměr dle podílu způsobu rekrystalizace. Koeficient  $A_2$  pro výpočet  $X_{MDRX}$  je v tomto případě roven hodnotě 1,5 [22].

$$d_t = d_{DRX} + (d_{MDRX} - d_{DRX}) \cdot X_{MDRX} \quad (16)$$

Lenard [22] uvádí více sofistikovanou rovnici připisovanou autorům Senuma&Yada (1986) ve tvaru (17).  $t$  je čas od deformace.

$$d_t = d_{DRX} + 1,1 \cdot (d_{MDRX} - d_{DRX}) \cdot \left\{ 1 - \exp \left[ -295 \cdot \dot{\epsilon}^{0,1} \cdot \exp \left( \frac{-800}{T} \right) \right] \right\} \cdot t \quad (17)$$

### 3.2.4 Statická rekrystalizace (SRX)

Statická rekrystalizace probíhá po ukončení deformace. Základním předpokladem pro její průběh jsou vhodné podmínky pro tvorbu zárodků a jejich růst. Tvorbu zárodků podporuje a inkubační dobu zkracuje vyšší teplota, vyšší napětí, vyšší deformační rychlost. Opačně pak působí vyšší energie vrstevných chyb a vyšší obsah legujících prvků [14].

Statická rekrystalizace je charakteristická tím, že deformace nepřekročila hodnotu  $\epsilon_c$  nezbytnou pro vznik DRX. Dále se vyznačuje tím, že čím menší deformace tím větší teplota je potřeba pro počátek SRX. Čím větší je původní velikost zrna, tím pomaleji rekrystalizace probíhá [22].

Kinetika se zrychluje a počáteční teplota se snižuje úměrně s klesající velikostí zrna. Vliv velikosti zrn se uplatňuje především při malých deformacích (do 15-20 %). Se zvětšující se velikostí zrn se snižuje intenzita zpevnění a počet zárodků. Rychlost deformace urychluje kinetiku rekrystalizace po tváření za tepla. Při vyšších deformačních rychlostech se zkracuje doba průběhu zotavovacích dějů, takže struktura během a po tváření za tepla má větší hustotu dislokací a vnitřní energie [14, 43].

Modely popisující kinetiku statické rekrystalizace jsou obvykle založeny na JMA rovnici (11). Většina modelů počítá s  $X=0,5$ , tj.  $t_x=t_{0,5X}$ , což znamená čas potřebný pro 50-ti % zrekrystalizování struktury a tedy  $A_2 = -0,693$ . Čas pro 50-ti % zrekrystalizování struktury se pak definuje dle rovnice (18), kde  $B$ ,  $c$ ,  $d$ ,  $h$  a  $i$  jsou konstanty,  $d_0$  je počáteční velikost zrna a  $Q_{SRX}$  je aktivační energie SRX.

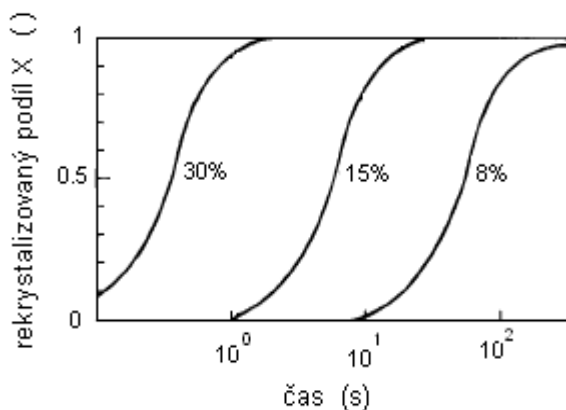
$$t_{0,5X} = B_1 \cdot \varepsilon^c \cdot d_0^d \cdot \dot{\varepsilon}^h \cdot \exp\left(\frac{Q_{SRX}}{R \cdot T}\right) \quad (18)$$

Koeficienty rovnic (18) a s uvedením Avramiho exponentů  $k$  pro rovnici (11) pro vybrané skupiny ocelí dle různých autorů jsou uvedeny v **Tabulce 7**.

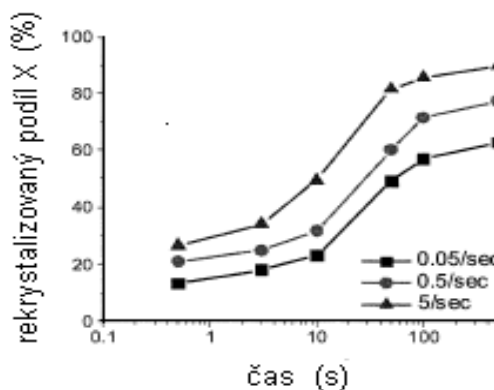
**Tabulka 7** Koeficienty rovnice (18) pro vybrané skupiny ocelí

Skupina ocelí	$B$	$c$	$d$	$h$	$Q_{SRX}$ (J/mol)	Autor
C-Mn	$2,5 \cdot 10^{-19}$	-4	2	0	300 000	[27]
C-Mn	$1,14 \cdot 10^{-13}$	-3,8	0	-0,41	252 000	[28]
C-Mn	$2,3 \cdot 10^{-15}$	-2,5	2	0	230 000	[38]
C-Mn +0,003Nb	$4,0 \cdot 10^{-16}$	-3,1	2	-0,43	246 000	[44]
C-Mn +0,084Nb	$3,32 \cdot 10^{-15}$	-3,14	1,41	-0,12	285 000	[45]
C-Mn-Ti-V	$5,0 \cdot 10^{-19}$	-3,5	2	-	280 000	[43]
austenitická AK	$2,0 \cdot 10^{-10}$	-1,56	1	-0,81	197 000	[31]

Schématický průběh křivky změkčení statickou rekrystalizací v závislosti na čase je zobrazen na **Obr. 25**. pro C-MN-0,01Ti-0,04V ocel, teplotu 1000°C a  $\dot{\varepsilon}=0,5 \text{ s}^{-1}$ , pro různé velikosti deformace dle [43]. Na **Obr. 26**. je zobrazen vliv teploty na průběh uzdravení působením statické rekrystalizace pro C-Mn-0,28Mo ocel a  $\dot{\varepsilon} = 0,5 \text{ s}^{-1}$  dle [46]. Hodnoty byly vypočítány na základě výsledků torzní zkoušky se dvěma deformacemi.



**Obr. 25.** Vliv deformace na průběh SRX [43]



**Obr. 26.** Vliv def. rychlosti na průběh SRX [46]

Velikost zrna po statické rekrystalizaci  $d_{SRX}$  je obecně funkcí deformace, deformační rychlosti, teploty, chemického složení oceli a počáteční velikosti zrna. Vztahy (19) - (24) popisují závislost velikosti rekrystalizovaného zrna na výše uvedených parametrech pro vybrané skupiny ocelí dle jednotlivých autorů:

- C-Mn [28]

$$d_{SRX} = 0,5 \cdot d_0^{0,67} \cdot \varepsilon^{-0,67} \quad (19)$$

- Mn + 0,025Nb [47]

$$d_{SRX} = 1,4 \cdot d_0^{0,56} \cdot \varepsilon^{-1} \quad (20)$$

- C-Mn-Nb [27]

$$d_{SRX} = 1,1 \cdot d_0^{0,67} \cdot \varepsilon^{-0,67} \quad (21)$$

- Eutektoidní [30]

$$d_{SRX} = 9,91 \cdot d_0^{0,54} \cdot \varepsilon^{-0,65} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,1} \cdot \exp\left(\frac{-17540}{R \cdot T}\right) \quad (22)$$

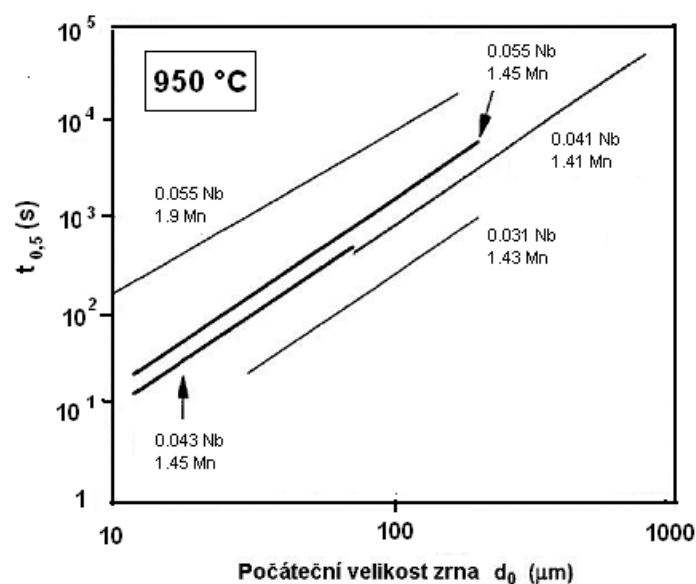
- C-Mn-Ti-V [32]

$$d_{SRX} = 4,3 + 195,7 \cdot d_0^{0,15} \cdot \varepsilon^{-0,57} \cdot \left[ \exp\left(\frac{-350000}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,11} \quad (23)$$

- C-Mn-Ti-V-Nb [43]

$$d_{SRX} = -1,25 + 24,4 \cdot (V + Nb)^{-0,2} \cdot N^{-0,04} \cdot d_0^{0,25} \cdot \varepsilon^{-0,55} \cdot \left[ \exp\left(\frac{-350000}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,07} \quad (24)$$

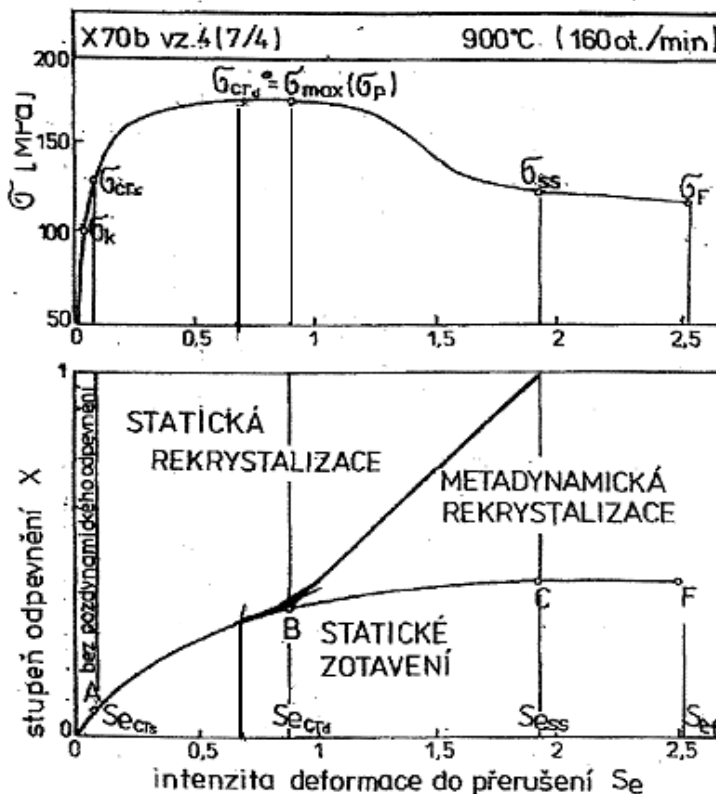
Na **Obr. 27.** je znázorněn vliv počáteční velikosti zrna na hodnotu  $t_{0,5X}$  pro různé obsahy Nb a Mo v C-Mn ocelích dle [48]. Obecně je potvrzen nárůst času potřebného pro 50%-ní uzdravení struktury s rostoucí velikostí austenitického zrna před deformací, což odpovídá rovnici (18) a příslušným hodnotám koeficientu  $d$  uvedeným v **Tabulce 7.**



**Obr. 27.** Vliv počáteční velikosti zrna na  $t_{0,5X}$  SRX, pro různé hodnoty obsahu Nb a Mn [48]

### 3.2.5 Komplexní působení uzdravovacích pochodů

Schématické znázornění působení uzdravovacích mechanismů u oceli X70, tj. C-Mn-Nb-V nízkouhlíkové konstrukční oceli, získané analýzou plastometrické zkoušky při teplotě 900°C je zobrazeno na **Obr. 28**.



**Obr. 28.** Schématické znázornění působení uzdravovacích mechanismů u oceli X70 [49]

V horní části je charakteristická křivka napětí-deformace pro zkoumanou ocel s dynamickou rekrystalizací, kde deformace je vyjádřena intenzitou deformace. Dolní část obrázku znázorňuje uzdravovací mechanismy, které se uplatní při přerušení deformace, a to v podobě závislosti uzdraveného podílu struktury  $X$  na intenzitě deformace. Uvedená ocel se vyznačuje při nízkých teplotách ve spodní oblasti existence austenitu výrazně zbržděnou kinetikou rekrystalizace. Oblast zpevňování do maxima deformačního napětí má přechodovou část vyznačenou šrafováním, kde se začnou uplatňovat počátky dynamické rekrystalizace a končí maximem deformačního napětí  $\sigma_p$ , kdy již začíná převládat proces odpevňování v průběhu spojitě deformace rekrystalizací dynamickou a v průběhu následné pauzy po přerušení rekrystalizací metadynamickou, a to v případě, že jsou deformace do přerušení vyšší než intenzita deformace nutná k nastolení ustáleného toku  $\sigma_{ss}$  [49].

V horní části obrázku je rovněž zřetelný stav, kdy došlo k porušení daného vzorku při lomovém napětí  $\sigma_f$ . Tomu odpovídá ve spodní části obrázku mezní intenzita deformace  $S_{ef}$ , reprezentující tvařitelnost za daných podmínek [49].

Z porovnání obou částí **Obr. 28**, vyplývá, že bude-li deformace do přerušení menší než je kritická deformace počátku dynamické rekrystalizace, bude se v následné pauze uplatňovat postupně statické zotavení a statická rekrystalizace. Samozřejmě pro uplatnění statické rekrystalizace musí být deformace při přerušení větší než  $S_{ec}$ . Jestliže deformace do přerušení překročí kritickou hodnotu deformace nutnou pro vznik dynamické rekrystalizace, dojde postupně k změkčování statickým zotavením následovaným metadynamickou rekrystalizací

a dokončené statickou rekrytalizací. Pokud dojde k přerušení při intenzitě deformace větší než  $Se_{ss}$ , budou již odpevňovací mechanismy pouze dva, a to statické zotavení a metadynamická rekrytalizace. Přitom mezi píkem a ustáleným stavem postupně narůstá uplatnění metadynamické na úkor rekrytalizace statické [49].

### 3.3 Precipitace

Probíhá-li precipitace bez působení deformace, jedná se o precipitaci statickou. K vylučování precipitátů dochází vlivem snižování rozpustnosti prvků, které tvoří precipitát, způsobenou klesající teplotou.

Probíhá-li precipitace během tváření, jedná se o precipitaci dynamickou. Precipitace snižuje výrazně plastické vlastnosti a zvyšuje deformační odpory.

Hlavní důvody jsou tyto:

a) aktivační energie precipitace je nižší než u uzdravovacích procesů, proto precipitace předbíhá tyto procesy a zpomaluje jejich kinetiku,

b) precipitáty se vylučují na energeticky výhodných plochách, tj. především na hranicích zrn a kluzových rovinách, čímž účinně blokují kluzový mechanismus plastické deformace.

Nasycenému tuhému roztoku odpovídá nejnižší volná energie. Plastická deformace zvyšuje volnou energii a současně snižuje rozpustnost interstitického prvku v tuhém roztoku. Tím přispívá k porušení termodynamické rovnováhy, zkracuje nukleační dobu precipitace a zvyšuje rychlost tvorby zárodků. Odstraní-li se vnitřní pnutí, např. rekrytalizací, vytvoří se opět původní rovnováha s větší rozpustností interstitického prvku v oceli. Kinetiku dynamické precipitace urychluje vyšší stupeň přesycení, vyšší velikost deformace a vyšší teplota deformace [9].

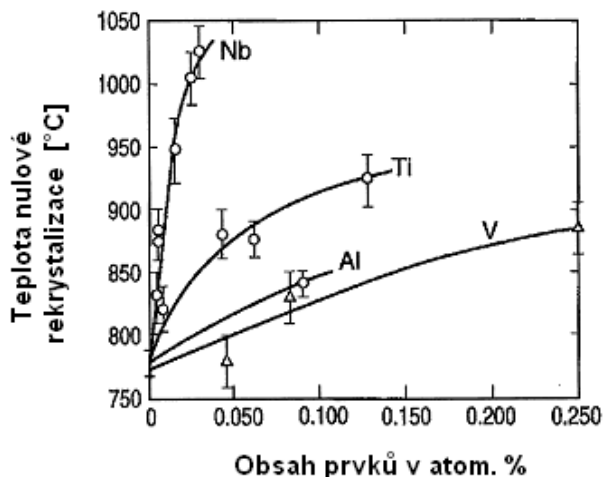
#### 3.3.1 Působení precipitace na uzdravovací procesy

Hlavním cílem řízeného tváření je získání jemnozrné struktury a příznivého vyloučení precipitátů ovládním rekrytalizačních a precipitačních procesů a jejich vzájemnou interakcí. Průběh precipitačních dějů je ovlivňován množstvím intersticiálních prvků, stupněm rozpouštění karbidů a karbonitridů při ohřevu na válcovací teplotu. Nejnižší teplotu rozpouštění má VN 1050 °C, Nb-CN 1100 - 1200 °C dle obsahu C, TiN nad 1300 °C.

Mikrolegující prvky Nb, V, Ti jsou silně karbido- a nitridotvorné. Vytvářejí karbidy a nitridy i při malé koncentraci v oceli. Jejich afinita k uhlíku a dusíku se zvětšuje v pořadí V-Nb-Ti, přičemž afinita k uhlíku je menší než k dusíku. Nitridy jsou stabilnější než karbidy. Vznik karbidů a nitridů závisí především na koncentraci uhlíku a dusíku v oceli. Protože koncentrace uhlíku je asi o jeden řád vyšší než dusíku, je pravděpodobnější výskyt karbidů optimální velikosti precipitátů. Nad 50 nm ztrácejí precipitáty svůj vliv na zpevnění. Způsob vyloučení precipitátů ovlivňuje především teplota a velikost deformace [50].

Výskyt precipitátů velmi intenzivně snižuje rychlost rekrytalizace. Významnou úlohu sehrává historie jejich vzniku. Obecně se uvádí maximální účinek indukovaných precipitátů velikosti 2,5 až 5 nm. Podstatnými se jeví částice vzniklé v dislokační spleti hranic subzrn. Naproti tomu karbidy, nitridy a karbonitridy existující v soustavě ještě před zahájením deformace mají jen malý vliv.

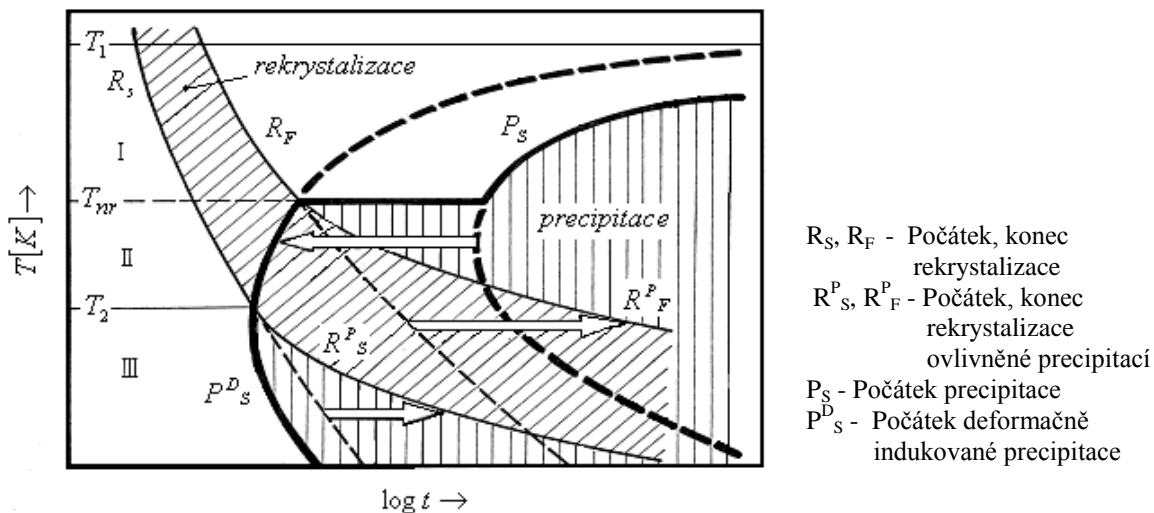
Mikrolegovací prvky velmi účinně zbrzdí uzdravovací procesy nejen svou přítomností v tuhém roztoku, ale především při výskytu v jemně disperzních precipitátech. Vzhledem k tomu, že precipitáty za vyšších teplot (cca 1000 °C) rychle hrubnou, ztrácejí brzdicí vliv na kinetiku uzdravovacích procesů. Nejúčinněji zbrzdí uzdravovací procesy mikrolegovací prvky v pořadí Nb-Ti-Al-N. Niob je účinný do obsahu 0,04 % a titan do obsahu 0,15 %. Při vyšších obsazích se již podstatně nemění jejich účinnost [9]. Vliv jednotlivých prvků na hodnotu  $T_{nr}$  dle [51] je zobrazen na **Obr. 29**.



**Obr. 29.** Vliv obsahu vybraných prvků na hodnotu  $T_{nr}$  [51]

Následkem zbrzdžujících účinků mikrolegur je rekrytalizace převládajícím mechanismem do teploty 950 až 1000 °C, za nižších teplot je rekrytalizace i za vyšších deformací kolem 0,6 až 0,7 zabrzděna, takže rozhodujícím uzdravovacím mechanismem je zotavení. Dynamické zotavení probíhá za vysokých teplot současně s dynamickou rekrytalizací.

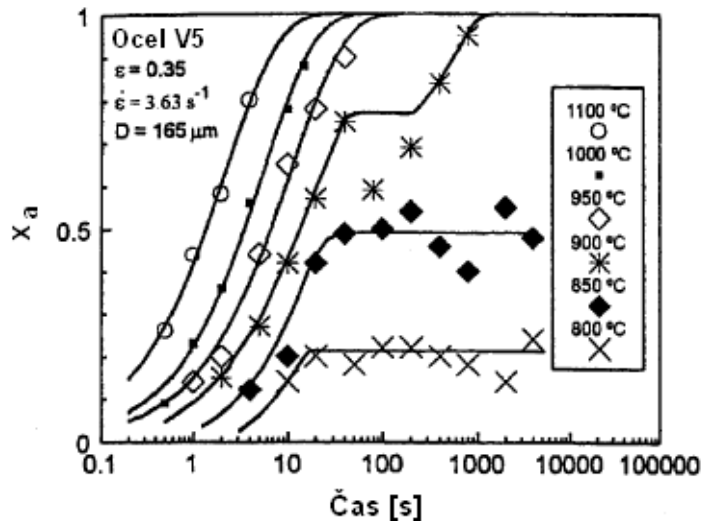
U mikrolegovaných ocelí je vhodné průběh uzdravovacích a rekrytalizačních procesů dokumentovat na tzv. RPTT (rekrytalizace - precipitace - teplota - čas) diagramu, neboť tyto procesy úzce souvisí jak s existencí nerozpuštěných precipitátů v oceli po ohřevu, tak i s procesy precipitace v austenitu, jejichž kinetika je urychlována deformací. Diagram na **Obr. 30.** zobrazuje základní souvislosti mezi rekrytalizací a precipitací [52].



**Obr. 30.** Vzájemná interakce rekrytalizace a deformačně indukované precipitace

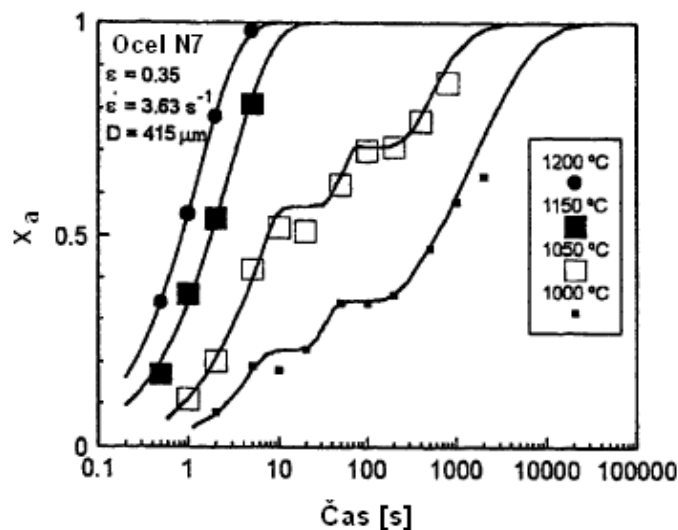
Nad teplotou  $T_1$  je precipitace z termodynamického hlediska neuskutečnitelná. V oblasti I nad kritickou teplotou je rekrytalizace ukončena dříve než začíná precipitace, která poté probíhá v rekrytalizovaném austenitu. Ve II. oblasti při nižších teplotách začíná rekrytalizace před precipitací, která je však již deformačně indukována (posun cca o dva řády v sekundách) a zpomaluje průběh rekrytalizace. Konečně ve III. oblasti začíná precipitace indukovaná deformací dříve, než by teoreticky měla začít rekrytalizace a posunuje její iniciaci i průběh ke značně delším časům. Hodnoty teplot se udávají  $T_1 = 1050$  °C a  $T_2 = 930$  °C dle [52].

Na **Obr. 31.** jsou zobrazeny průběhy kinetiky statické rekrystalizace pro C-Mn-Si ocel mikrolegovanou vanadem (0,075 % V) pro různé teploty. Deformace byla 0,35 a deformační rychlost  $3,63 \text{ s}^{-1}$ . Je zřejmé, že precipitace zbrzdila průběh uzdravení při teplotě 900 °C, kdy se na křivce projevila prodleva. Při nižší teplotě deformace již statická rekrystalizace neprobíhá, právě z důvodu nedostatečné teploty, která je nezbytná pro spuštění statické rekrystalizace [53]. Naproti tomu [54] identický průběh křivky uzdravení připisuje vlivu precipitace, která úplně zastavila proces rekrystalizace [54]. Částečné uzdravení struktury proběhlo dle [9] vlivem statického zotavení. Změkčení je částečné a po určité době má již konstantní hodnotu [9].



**Obr. 31.** Vliv teploty na průběh kinetiky SRX vanadem mikrolegované oceli [53]

Na **Obr. 32.** je průběh procesu uzdravení při různých teplotách deformace pro C-Mn-Si ocel mikrolegovanou niobem (0,066 % Nb). Na křivce uzdravení struktury je vidět dvojitá prodleva při teplotách 1050 °C a nižší. Je to způsobeno precipitací dvou typů karbonitridů niobu, kdy počátek jejich formování je při prakticky identické teplotě, ale druhá precipitace je podporována první, kdy klesne obsah dusíku nebo uhlíku [53].



**Obr. 32.** Vliv teploty na průběh kinetiky SRX niobem mikrolegované oceli [53]

### 3.3.2 Kinetika precipitace

Při deformaci pod teplotami 950-1000 °C se vylučují hrubé precipitáty. Jejich výskyt se omezuje na hranice zrn a subzrn. Nemají podstatný vliv na disperzní zpevnění, zbrzdí rekrystalizaci, zbrzdí rekrystalizaci austenitu a částečně zjemňují zrna zvětšením počtu zárodečných center při fázové transformaci [55].

Výskyt precipitátů velice intenzivně snižuje rychlost rekrystalizace. Významnou úlohu sehrává historie jejich vzniku. Obecně platí tvrzení, že maximální brzdný účinek mají indukované precipitáty o velikosti 2,5 až 5 nm. Podstatnými se ukazují částice vzniklé v dislokační spleti hranic subzrn. Naproti tomu karbidy, nitridy a karbonitridy existující v soustavě ještě před zahájením deformace mají jen malý vliv [56].

Pro počátek precipitace frakce precipitátů Nb(C,N)  $t_{p0,05}$  se používá modelová rovnice (25) dle Dutty a Sellarse [57].

$$t_{p0,05} = 5,3 \cdot 10^{-7} \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1} \cdot Z^{-0,5} \cdot \exp\left(\frac{270000}{R \cdot T}\right) \cdot \exp\left(\frac{1,3 \cdot 10^{10}}{T^3 \cdot \ln(K_s)^2}\right) \quad (25)$$

Člen  $K_s$  je tzv. supersaturační koeficient, který se dle [57] počítá dle rovnice (26), kde  $T_{rh}$  je teplota ohřevu a  $T_{pass}$  je teplota deformace.

$$K_s = \frac{10^{2,26-6770/T_{rh}}}{10^{2,26-6770/T_{pass}}} \quad (26)$$

Jiné hodnoty dle identického modelu Dutta-Sellars opět pro ocel mikrolegovanou niobem s vyšším obsahem C než u modelu dle (25) pro počátek precipitace dle [58] jsou uvedeny v rovnici (27).  $K_s$  se dle [58] počítá dle rovnice (28), resp. pro vysoké obsahy niobu dle rovnice (29) dle [59].

$$t_{p0,05} = 1,65 \cdot 10^{-6} \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1,95} \left[ \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{400000}{RT}\right) \right]^{-0,5} \cdot \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \cdot \exp\left(\frac{2,5 \cdot 10^{10}}{T^3 \ln(K_s)^2}\right) \quad (27)$$

$$K_s = \frac{[Nb][C]}{10^{2,26-6770/T}} \quad (28)$$

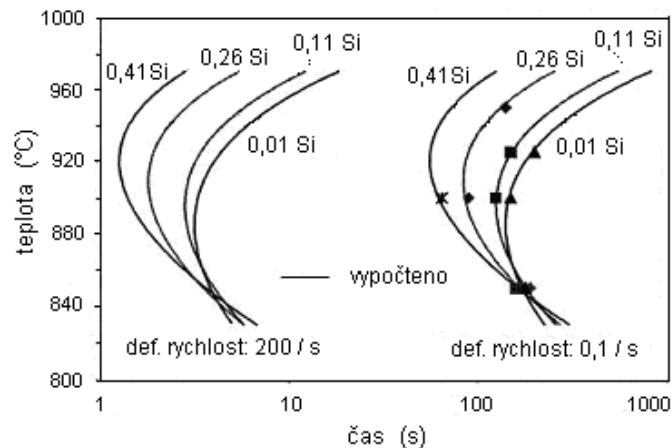
$$K_s = \frac{[Nb][C + 12 \cdot N/14]}{10^{2,26-6770/T}} \quad (29)$$

Je nutné mít na zřeteli, že jednotlivé rovnice jsou koncipovány pro konkrétní podmínky deformace a především pro konkrétní chemické složení ocelí. Jejich vzájemné srovnání je tak i přes identickou formu poměrně omezené. Pro ložiskovou ocel legovanou Nb je dle [54] rovnice pro výpočet počátku precipitace ve tvaru dle (30) a koeficient  $K_s$  se počítá dle (26).

$$t_{p0,05} = 3 \cdot 10^{-6} \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1} \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{350000}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,5} \cdot \exp\left(\frac{270000}{R \cdot T}\right) \cdot \exp\left(\frac{2,5 \cdot 10^{10}}{T^3 \ln(K_s)^2}\right) \quad (30)$$

Srovnání naměřených dat s vypočtenými podle rovnice (30) je na **Obr. 33**, v závislosti na deformační rychlosti a obsahu křemíku pro ložiskovou ocel mikrolegovanou Nb dle [54].





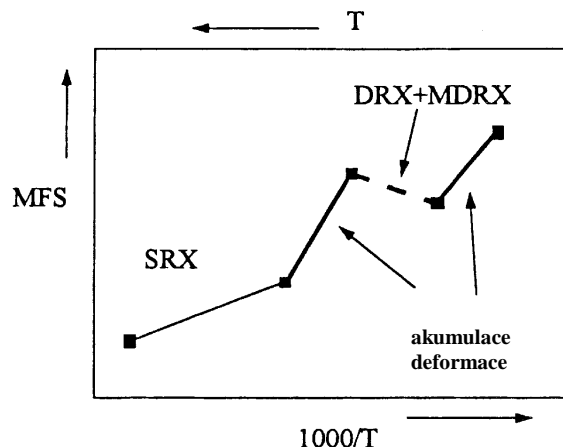
**Obr. 33.**  $t_{p0,05}$  - srovnání naměřených a vypočtených hodnot dle (30) [54]

### 3.3.3 Vzájemné interakce precipitace a uzdravovacích procesů během procesů tváření

Pro ocelové plechy válcované nad teplotou  $T_{nr}$ , bez precipitace karbonitridů, jsou typické dlouhé meziúběrové pauzy, dovolující úplnou statickou rekrytalizaci. Válcování plechů pod  $T_{nr}$  vede ke zploštění austenitických zrn, protože deformačně indukovaná precipitace zabraňuje statické rekrytalizaci.

Při válcování pásů, tyčí a drátů na kontinuálních tratích při počátečních deformacích dochází k úplné statické rekrytalizaci. Se vzrůstající deformační rychlostí a zkracováním meziúběrových prodlev dochází k akumulaci deformace a následně k iniciaci dynamické rekrytalizace následované metadynamickou rekrytalizací.

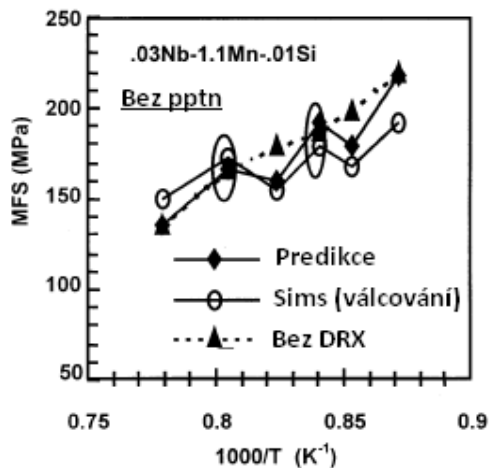
Analýza středního přirozeného deformačního odporu (MFS) jako funkce inverzní absolutní teploty, dovoluje identifikovat hlavní mikrostrukturní změny při válcování, kterými jsou rekrytalizace statická, dynamická a metadynamická, akumulace deformace a fázová transformace. Na **Obr. 34.** jsou schematicky tyto jevy znázorněny pomocí závislosti MFS na  $1/T$  pro pětirůchodový plán odpovídající podmínkám válcování drátů a pásů pro ocel mikrolegovanou niobem. Po prvním úběru má křivka malý sklon, proběhla SRX. Vysoká teplota dovoluje úplné změkčení během meziúběrové pauzy. Po druhém úběru již nižší teplota nezajistí úplné změkčení a dojde k akumulaci deformace. Po třetím úběru dochází k uzdravení struktury vlivem DRX, resp. MDRX. „Množství“ dynamické precipitace, která se objeví v relativně krátkém meziúběrovém čase, je příliš malé, aby procesu změkčení zabránilo [60].



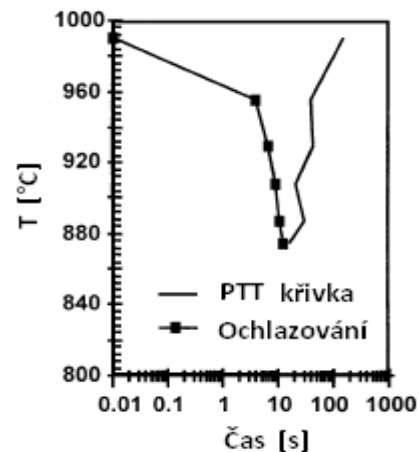
**Obr. 34.** Graf závislosti MFS na  $1/T$  [60]

To, který z uzdravovacích procesů se u zkoumané oceli uplatní a jak významně, závisí především na teplotě, deformaci, deformační rychlosti, velikosti zrna, čase a metalurgickém charakteru oceli.

Na **Obr. 35.** je zobrazena závislost středního deformačního odporu vyhodnoceného dle zatížení válců v závislosti na teplotě pro šestiprůchodový proces dle [60]. Na **Obr. 36.** je závislost teploty provalku na čase, včetně PTT křivky pro zkoumanou ocel. Z **Obr. 36.** je zřejmé, že počátek precipitace během procesu nenastane - křivky se neprotínají. Na **Obr. 35.** je vidět, jak dochází ke kumulaci deformace v prvních dvou průchodech, která iniciuje dynamickou rekrytalizaci následovanou metadynamickou rekrytalizací vedoucí k poklesu zatížení u třetího průchodu. Identický je případ vedoucí k poklesu u průchodu č.5 [60].



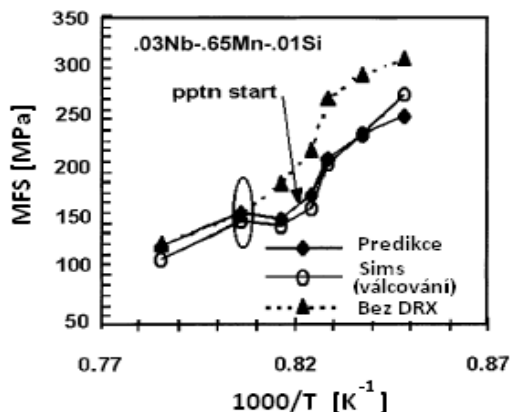
**Obr. 35.** Závislost MFS na 1/T - bez precipitace; 6 deformací [60]



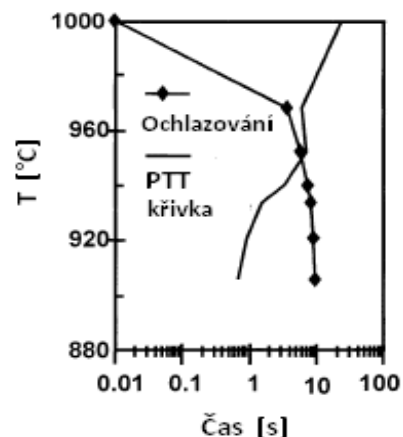
**Obr. 36.** Pokles teploty s časem při 6-ti deformacích a PTT křivka [60]

**Obr. 37.** znázorňuje vliv uzdravovacích pochodů na střední deformační odpor, tentokrát pro ocel, u které dojde v průběhu procesu válcování k dynamické precipitaci po třetím průchodu, viz **Obr. 38.**, dle [60]. Opět dojde ke kumulaci deformace v prvních dvou průchodech a iniciaci dynamické rekrytalizace. Metadynamická rekrytalizace mezi druhým a třetím úběrem má za následek snížení zatížení při třetím průchodu (tj. uzdravení struktury). Akumulace deformace a snížení teploty mají za následek iniciaci dynamické precipitace.

Opět dochází ke kumulaci deformace a iniciaci dynamické rekrytalizace. Čas  $t_{0,5x}$  pro metadynamickou rekrytalizaci je však kratší než doba mezi úběry [60]. Kinetika metadynamické rekrytalizace je bržděna precipitací a nedochází tak již k poklesu zatížení během průchodů.

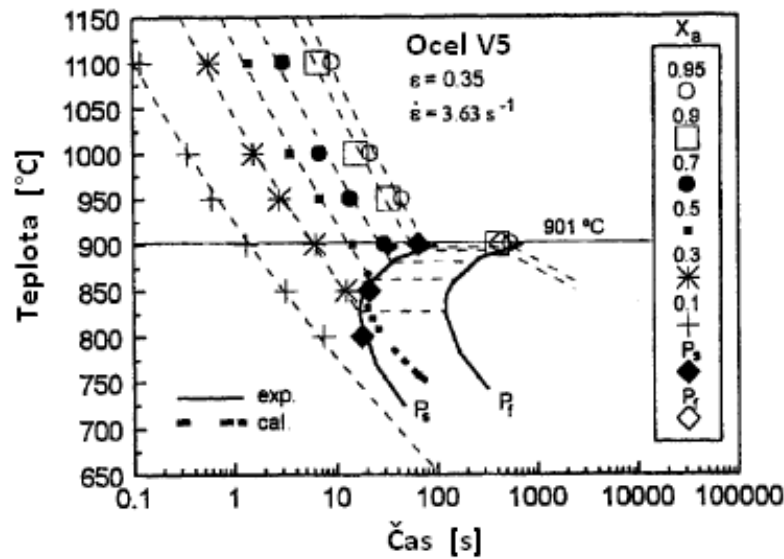


**Obr. 37.** Závislost MFS na 1/T - vliv precipitace; 7 deformací [60]



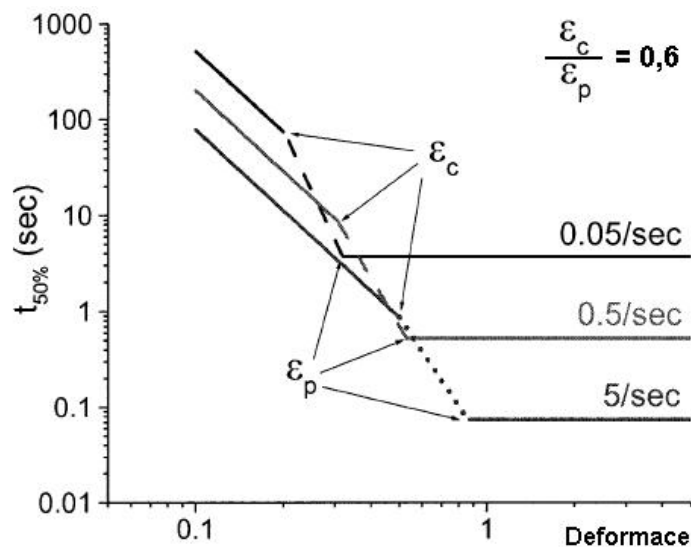
**Obr. 38.** Pokles teploty s časem při 7-mi deformacích x PTT křivka [60]

Vliv precipitace na kinetiku uzdravovacích pochodů ve formě RPPT diagramu je zobrazen pro ocel A36 na **Obr. 39.** dle [53].



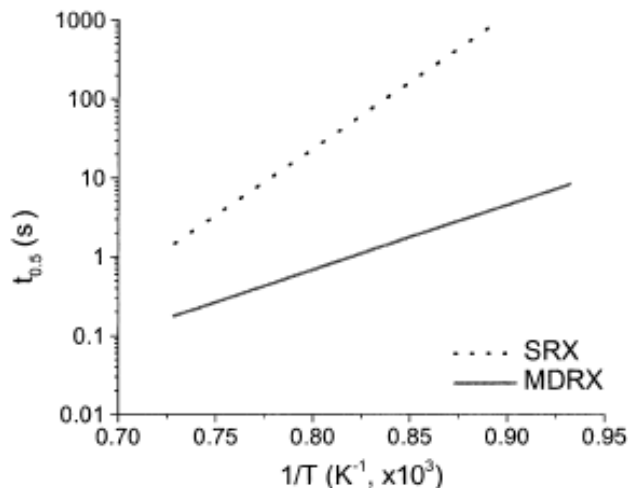
**Obr. 39.** RPPT diagram pro ocel A36 [53]

Porovnáním kinetiky statické a metadynamické rekrytalizace je možné ve formě grafické závislosti času pro 50% - ní uzdravení struktury  $t_{0,5X}$  na velikosti deformace. Na **Obr. 40.** jsou schematicky zobrazeny dva typy křivek pro C-Mn-0,28Mo dle [44]. Křivky prvního typu jsou přerušeny dosažením hodnoty kritické deformace  $\epsilon_c$  pro vznik dynamické rekrytalizace. Pod touto hodnotou je materiál uzdravován působením statické rekrytalizace. Časový úsek, kdy dojde k přerušení je silně závislý na velikosti deformace. Po přerušení deformace překračující  $\epsilon_c$  dochází k nástupu metadynamické rekrytalizace. Její kinetika není prakticky závislá na velikosti deformace, ale závisí na deformační rychlosti. Tato náhlá změna má zásadní význam pro modelování válcovacích procesů za tepla [44].



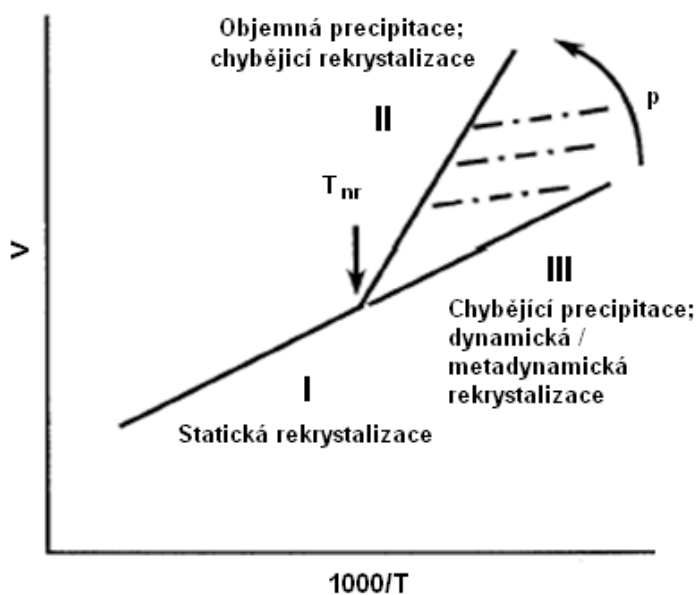
**Obr. 40.** Vliv velikosti deformace na  $t_{0,5X}$  pro SRX a MDRX, pro různé rychlosti deformace  
 $T = 1000 \text{ °C}$  [44]

Vliv teploty na  $t_{0,5X}$  je zobrazen **Obr. 41.** pro C-Mn-0,28Mo při  $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ s}^{-1}$ . Obecná závislost metadynamické rekrytalizace na teplotě je nižší než v případě statické rekrytalizace. Pokles teploty zpomaluje statickou rekrytalizaci mnohem více než rekrytalizaci metadynamickou [44]. Metadynamická rekrytalizace je zhruba o řád rychlejší než rekrytalizace statická [9].



**Obr. 41.** Vliv teploty na  $t_{0,5X}$  pro SRX a MDRX [44]

Vliv precipitace na dynamiku statické rekrytalizace je popsán v kapitole 3.3.1. Vztah mezi různými typy změkčovacích pochodů v závislosti středního deformačního odporu na teplotě je schematicky zobrazen na **Obr. 42.** Jsou patrné tři druhy závislostí. Typ I se vyskytuje při vysokých teplotách a má za následek úplnou rekrytalizaci. Typ II se projevuje pod teplotou nulové rekrytalizace  $T_{nr}$  a má za následek absenci rekrytalizace (tj. „pancake“ – zploštění a protažení zrn). Typ III, který se vyskytuje ve stejné teplotní oblasti jako typ II, je spojen s dynamickou rekrytalizací, díky níž je snížen výskyt precipitátů a statické rekrytalizace z důvodu krátké doby mezi deformacemi [61].

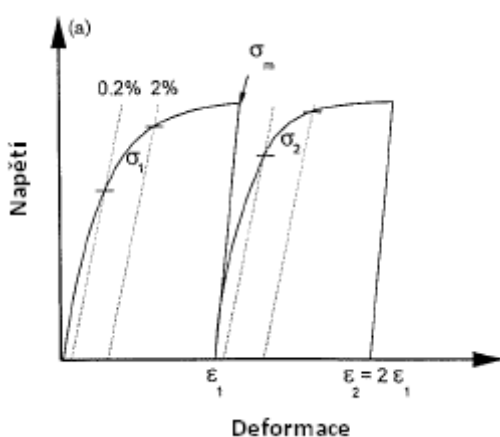


**Obr. 42.** Vliv precipitace na uzdravovací pochody [61]

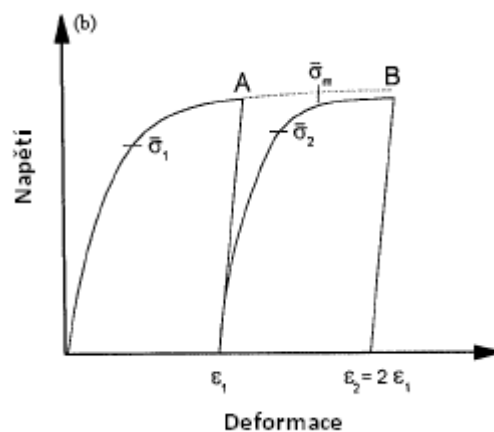
Dosažení nadkritické hodnoty deformace během jednoho průchodu není běžné, protože velikost deformace při jenom úběru se pohybují do hodnot 15-24 % v případě válcoven drátů a tyčí. To by samo o sobě mohlo pro určité oceli znamenat překročení  $\varepsilon_c$  dle rovnic uvedených v kapitole 3.2.2, ale hodnota kritické deformace je dle stejných rovnic zvyšována vlivem vysoké deformační rychlosti, které u procesů výroby tyčí a drátů dosahují hodnot v řádu  $10^2 - 10^3$ . Metadynamická rekrytalizace, stejně jako statická, může být dle aplikovaných podmínek úplná nebo pouze částečná. Vliv procesu zotavení, který probíhá současně s dynamickou rekrytalizací, je velmi obtížné, ne-li nemožné, vyhodnotit. Vlivem nerovnoměrnosti deformace a teploty po průřezu provalku dochází k nerovnoměrnému vlivu jednotlivých uzdravovacích pochodů na strukturu tvářeného materiálu. Tyto vzájemné kombinace jsou natolik komplikované, že popsat jejich okamžitý vliv, resp. vliv na výslednou velikost austenitického zrna, příp. jeho růst, je velmi obtížné.

Ke sledování těchto vlivů se ve velké míře používá spojitých a přerušovaných plastometrických zkoušek, ať už krutových nebo tlakových. Na základě těchto výsledků je možné učinit závěry o kinetice statické, dynamické, resp. metadynamické rekrytalizace. Simulační výsledky obvykle ukazují, že statická rekrytalizace je dominantní pro úplné uzdravení, úplné změkčení struktury, zejména v oblasti vstupního válcování, kde teploty jsou velmi vysoké a deformační rychlosti relativně nízké. Dynamická rekrytalizace se projevuje v reálných průmyslových válcovacích procesech výroby tyčí a drátů především vlivem kumulované deformace.

Pro porovnání vlivu uzdravovacích procesů je vhodné provést přerušovanou dvojnásobnou zkoušku krutovou nebo tlakovou. Na **Obr. 43.** je schematicky zobrazen výsledek dvojnásobné tlakové zkoušky s přerušením, tj. závislost napětí na deformaci. Obě deformace probíhají při identické teplotě zkoušení, stejně tak velikost obou deformací a jejich deformační rychlost je stejná. Prodleva mezi deformacemi je zvyšována v rámci sady zkoušek postupně tak, aby byla pokryta oblast odpovídající reálně dosažitelným možnostem konkrétního simulovaného praktického procesu nebo dle časových možností při průzkumu materiálových vlastností. Běžně používané časy jsou od 1 do 10 000 s. Zřídka se lze setkat s časy i mimo tento interval.



**Obr. 43.** Přerušovaná zkouška - stanovení hodnot pro rovnici (31) [48]



**Obr. 44.** Přerušovaná zkouška - stanovení hodnot pro rovnici (32) [48]

Hodnota  $\sigma_m$  je hodnota napětí na konci první deformace a  $\sigma_1$  a  $\sigma_2$  jsou hodnoty meze kluzu materiálu. Je vhodné zvolit hodnotu deformace 2%, tj. 0,02 (-) nebo 0,2%, tj. 0,002 (-) a při ní stanovit velikost „meze kluzu“, tedy napětí  $\sigma_1$  a  $\sigma_2$  [48]. Výpočet podílu změkčení se pak provádí dle rovnice (31) jehož hodnota je příslušná aplikovaným podmínkám deformace.

$$X_s = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \quad (31)$$

Jiná varianta výpočtu podílu změkčení je dle stanovení středního deformačního odporu ( $\bar{\sigma}$ ) pro každou deformaci. Určení  $\bar{\sigma}_m$  je zobrazeno na **Obr. 44**. Křivka A-B zobrazuje hypotetické pokračování křivky napětí-deformace pro první deformaci a odpovídá nulovému uzdravení. Výpočet podílu změkčení se provádí dle rovnice (32) [48].

$$X_{\bar{\sigma}} = \frac{\bar{\sigma}_m - \bar{\sigma}_2}{\bar{\sigma}_m - \bar{\sigma}_1} \quad (32)$$

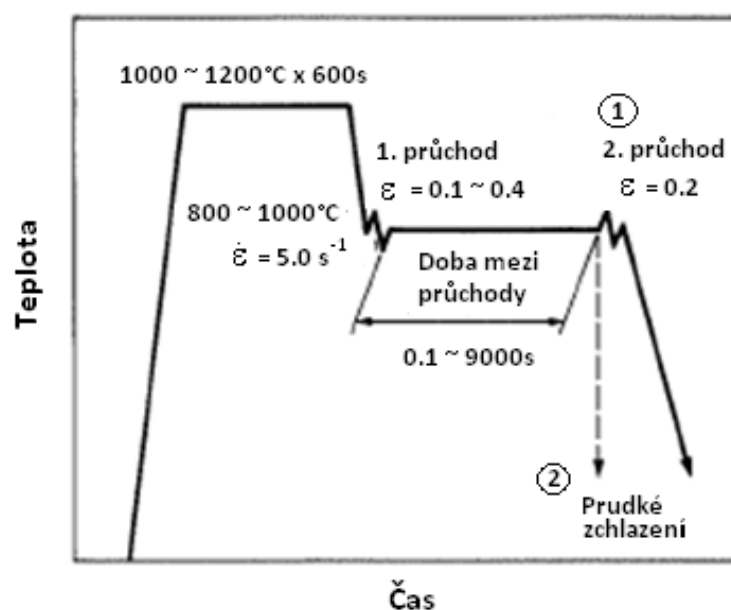
Střední deformační odpor je „plocha pod příslušnou křivkou napětí-deformace“ [48]. Hodnota se počítá dle vztahu (33) vzorově uvedeného pro výpočet středního deformačního odporu druhé deformace  $\bar{\sigma}_2$ .

$$\bar{\sigma}_2 = \frac{1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \cdot \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma_2 \cdot d\varepsilon \quad (33)$$

Obvykle se předpokládá, že podíl uzdravení struktury pomocí zotavení je cca 20 %. Hodnota  $X_s$  je tedy pro dané podmínky rovna 0,2. Z toho vyplývá, že podíl uzdravené rekrystalizované struktury  $X$  může být počítána dle rovnice (34) [55].

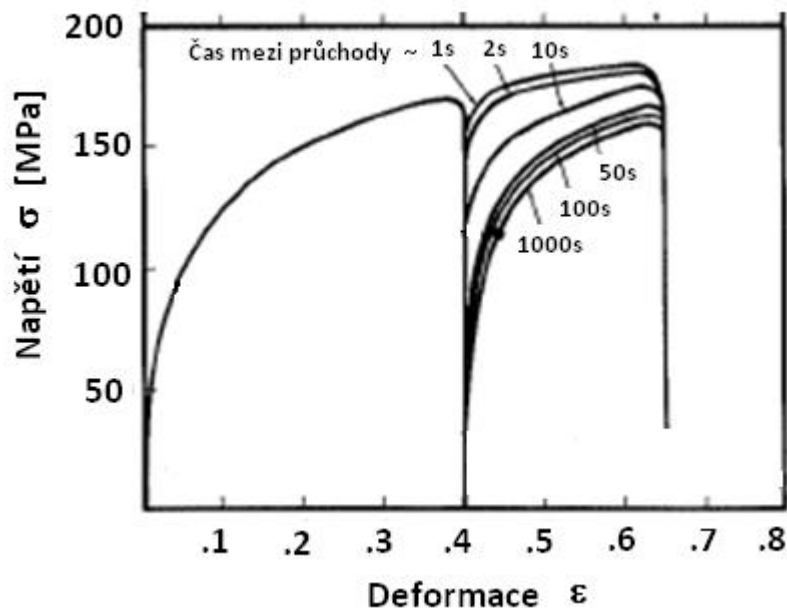
$$X = \frac{X_s - 0,2}{1 - 0,2} = \frac{X_s - 0,2}{0,8} \quad (34)$$

Teplotně časové schéma dvojité přerušované zkoušky je na **Obr. 45**. Po druhém průchodu je zařazeno prudké ochlazení. Různá schémata ohřevu hrají roli pro výslednou poměrnou velikost austenitického zrna.



**Obr. 45.** Teplotně-časové schéma přerušované zkoušky [23]

Na **Obr. 46.** je zobrazen průběh zkoušky při různých časových intervalech prodlevy mezi deformacemi v rozmezí 1-1000 s. Je patrná změna napětí při druhé deformaci způsobená rozdílným průběhem uzdravovacích pochodů [23].



**Obr. 46.** Záznam přerušované zkoušky [23]

Pro porovnání vlivu dynamických uzdravovacích procesů je možné provést přerušovanou dvojnásobnou zkoušku, která se vyznačuje tím, že je v prvním úběru překročena píkovaná deformace a začíná se uplatňovat dynamická, resp. metadynamická rekrystalizace.

### 3.3.4 Akumulace deformace

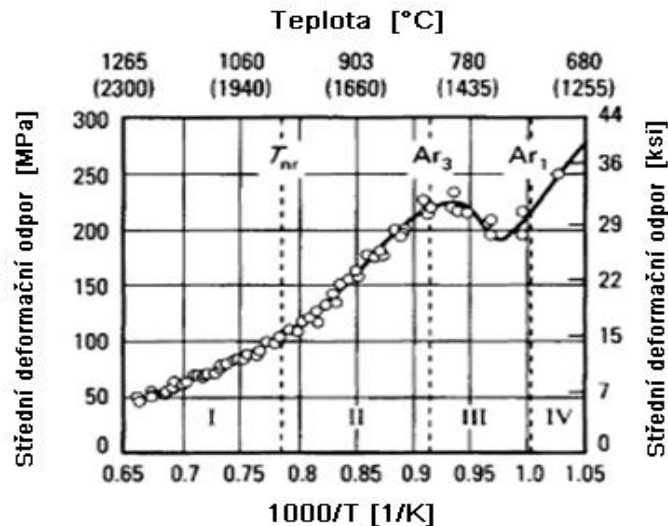
Vlivem částečné rekrystalizace vzniká zbytková deformace, která se musí přičíst k okamžité deformaci při následujícím úběru. Akumulovanou deformaci v průchodu  $i$  ( $i > 1$ ) určíme z rovnice (35).

$$\varepsilon_i^a = \varepsilon_i + K_{acc}(1 - X_{i-1}) \cdot \varepsilon_{i-1} \quad (35)$$

Konstanta  $K_{acc}$  se vztahuje ke stupni zotavení a jeho hodnota se pohybuje v rozmezí od 0,5 pro dlouhé meziúběrové pauzy, až po 1 pro krátké meziúběrové pauzy [32]. Pokud  $\varepsilon_i^a$  dosáhne hodnoty kritické deformace  $\varepsilon_c$ , iniciuje se dynamická rekrystalizace.

### 3.3.5 Teplota nulové rekrystalizace $T_{nr}$

K určení teploty nulové rekrystalizace materiálu se používají přerušované tlakové či krutové zkoušky s postupně klesající teplotou deformace. Na **Obr. 47.** je schematicky zobrazen výsledný průběh středního deformačního odporu na teplotě včetně určených teplot  $T_{nr}$ ,  $A_{r3}$ , a  $A_{r1}$  dle [60].



**Obr. 47.** Závislost středního deformačního odporu na teplotě [60]

Vztah pro výpočet  $T_{nr}$  je dle [42] v závislosti na chemickém složení oceli uveden v (36) pro nízkouhlíkovou niobem legovanou ocel.

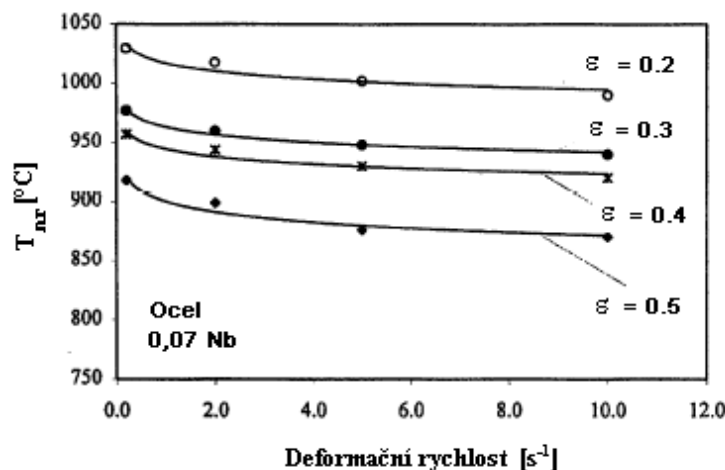
$$T_{nr} = 877 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (36)$$

Vliv deformačních parametrů na hodnotu  $T_{nr}$  je uveden v rovnici (37) dle [62] pro C-Mn-Nb-Ti-Al oceli.  $t$  je doba prodlevy mezi deformacemi, kdy  $t \leq 12,5$  s, jinak pro  $12,5 \leq t \leq 30$  s platí  $t^{0,04}$  na místo  $t^{-0,1}$  [62].

$$T_{nr} = (88,1 \cdot \log(Nb + 0,31Ti + 0,15Al) + 1156) \cdot \varepsilon^{-0,12} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,01} \cdot t^{-0,1} \quad (37)$$

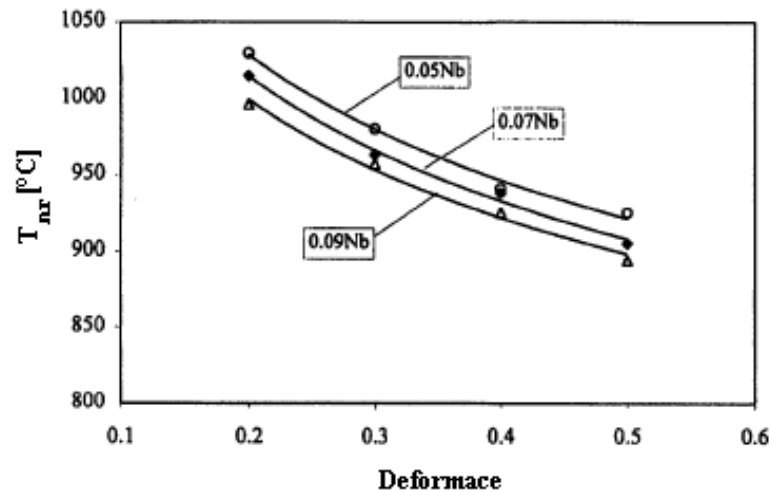
Na základě rovnice (37) je možné konstatovat, že titan je 0,31 - krát méně efektivní při brždění rekrytalizace než niob a hliník 0,15 - krát než niob [62].

Na **Obr. 48.** je zobrazena závislost hodnoty  $T_{nr}$  na deformační rychlosti pro různé velikosti deformace pro C-Mn-0,07Nb ocel. Závislost  $T_{nr}$  na deformaci pro tři varianty C-Mn-Nb s různým obsahem niobu je na **Obr. 49.** dle [62].



**Obr. 48.** Vliv velikost deformace na  $T_{nr}$  [62]



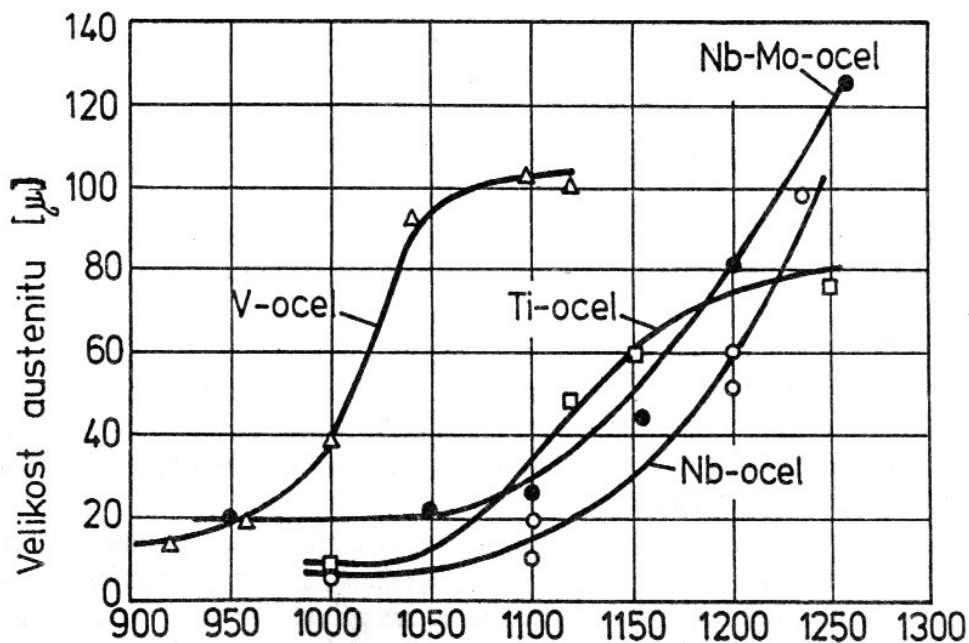


Obr. 49. Vliv Nb na  $T_{nr}$  [62]

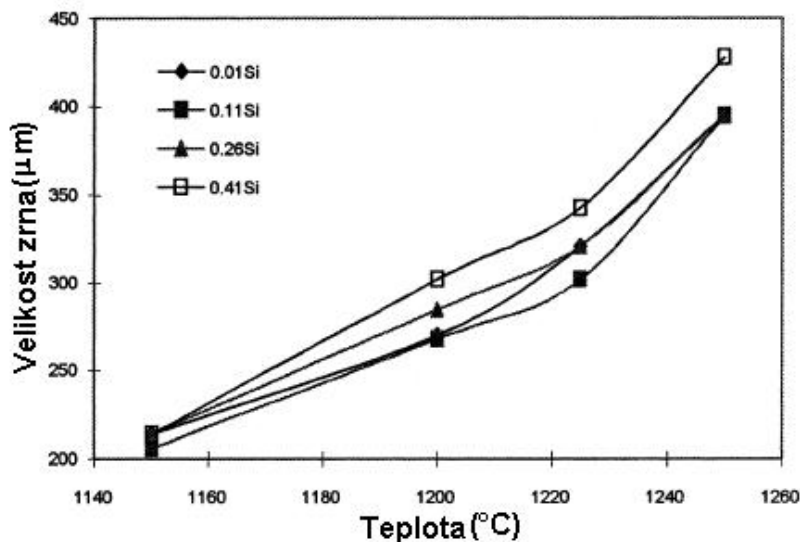
### 3.4 Změna velikosti zrna

#### 3.4.1 Velikost původního austenitického zrna

Výchozí velikost austenitického zrna je funkcí teploty a metalurgického charakteru oceli. Růst zrna ovlivňuje obsah příměsí v tuhém roztoku a částice druhé fáze, které snižují plochu hranic a ukotvují hranice zrn. Obsahují-li oceli precipitáty, zůstává zrno malé (20 až 40  $\mu\text{m}$ ) až do kritické teploty. Při překročení kritické teploty vzniká směs jemných a hrubých zrn, kterou postupně nahrazuje rovnoměrná hrubozrnná struktura (150  $\mu\text{m}$ ), viz Obr. 50. [9]. Na Obr. 51. je vliv teploty ohřevu na velikost zrna Nb ocelí s různým obsahem Si dle [54].



Obr. 50. Vliv teploty ohřevu na velikost austenitického zrna pro mikrolegované oceli [9]



Obr. 51. Vliv teploty ohřevu na velikost austenitického zrna pro různé obsahy Si [54]

### 3.4.2 Vliv částečné deformace na velikost rekrystalizovaného zrna

V případě neúplné rekrystalizace, se počáteční velikost zrna pro následující úběr  $d_{0_{i+1}}$  vypočítá pomocí rovnice (38), kde  $d_{RX_i}$  pochází z rovnic (19)-(24) pro SRX, případně (15) – (17) pro MDRX.  $X_i$  je podíl uzdravené struktury po deformaci číslo  $i$ .

$$d_{0_{i+1}} = d_{RX_i} \cdot X_i^{4/3} + d_{0_i} \cdot (1 - X_i)^2 \quad (38)$$

Bude-li se hodnota  $X_i$  blížit 1, bude počáteční velikost zrna v následujícím průchodu rovna  $d_{RX_i}$ . V případě že  $X_i$  bude malé, bude  $d_{0_{i+1}}$  blízké původní velikosti  $d_{0_i}$  [32].

### 3.4.3 Růst zrna po rekrystalizaci

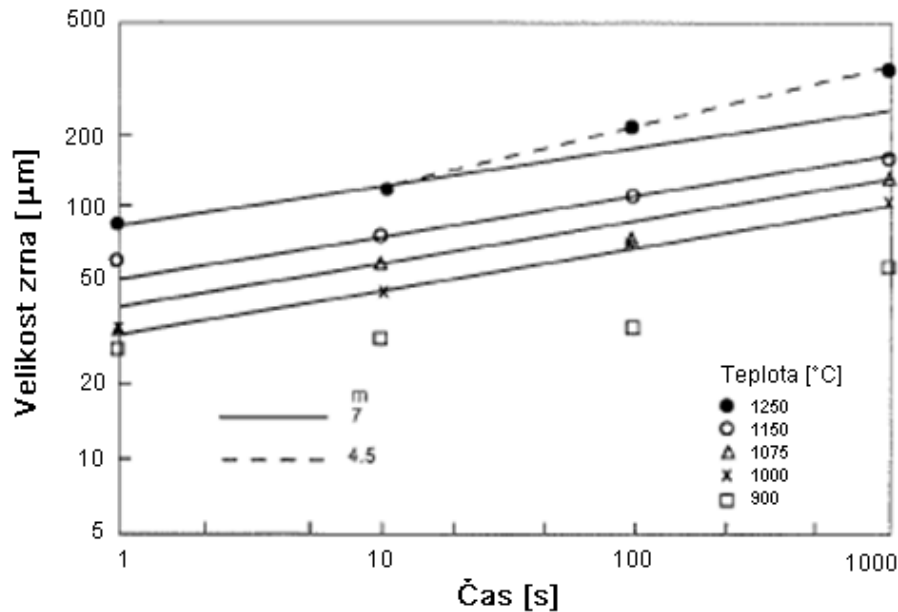
Po úplné rekrystalizaci je mikrostruktura náchylná k růstu zrna, což je způsobeno poklesem volné energie na hranicích zrn. K popsání růstu zrna se používá obecná rovnice (39) dle [38],  $d_0^m$  je velikost staticky nebo metadynamicky rekrystalizovaného zrna,  $Q_g$  je aktivační energie růstu zrna,  $t_{RX}$  je čas po rekrystalizaci a  $k_d$  a  $\nu$  jsou konstanty. Příslušné hodnoty dle [38] pro vybrané skupiny ocelí jsou uvedeny v **Tabulce 8**.

$$d^\nu = d_0^\nu + k_s \cdot t_{RX} \cdot \exp\left(\frac{Q_g}{R \cdot T}\right) \quad (39)$$

Tabulka 8 Koeficienty rovnice (39) pro vybrané skupiny ocelí

Ocel	$\nu$	$k_s$	$Q_g$ (J.mol <sup>-1</sup> )
C-Mn-V	7	$1,45 \times 10^{27}$	-400 000
C-Mn-Ti	10	$2,60 \times 10^{28}$	-437 000
C-Mn-Nb	4,5	$4,10 \times 10^{23}$	-435 000

Na **Obr. 52.** je zobrazena závislost velikosti feritického zrna na čase po statické rekrytalizaci pro C-Mn oceli dle rovnice (39), příslušných hodnot z **Tabulky 8** a vybrané teploty finální deformace.



**Obr. 52.** Závislost velikosti feritického zrna na čase po SRX [38]

Autor [63] uvádí rovnici (39) ve více sofistikovaném tvaru, kde  $t_{ip}$  je čas mezi průchody při procesu válcování drátu. Uvádí jiné hodnoty výsledné velikost zrna ve vazbě na druh předcházející rekrytalizace. Pro statickou rekrytalizaci je uvedena rovnice (40) a pro metadynamickou rovnice (41). Rovnice platí pro nízkouhlíkové oceli.

$$d^7 = d_{SRX}^7 + 1,5 \cdot 10^{27} \cdot (t_{ip} - 4,32 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-400000}{R \cdot T}\right) \quad (40)$$

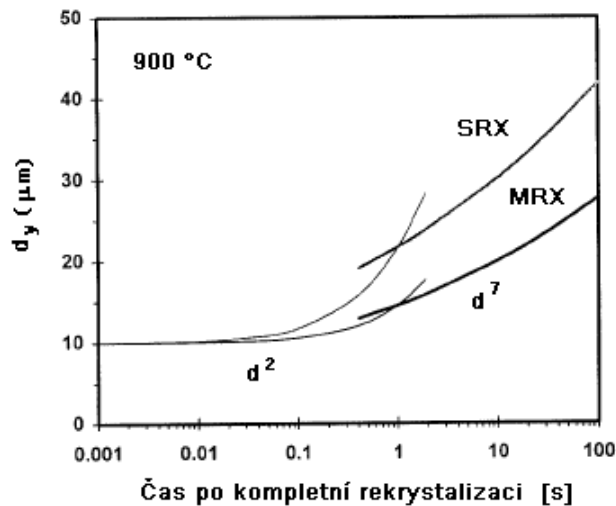
$$d^7 = d_{MDRX}^7 + 8,2 \cdot 10^{25} \cdot (t_{ip} - 2,65 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-400000}{R \cdot T}\right) \quad (41)$$

Formulace dle (40) a (41) však vedou k nerealisticky vysoké hodnotě růstu zrna při krátkých časech. Pro potlačení této chyby jsou uváděny rovnice (42) a (43) pro časy kratší než 1s [63].

$$d^2 = d_{SRX}^2 + 4,0 \cdot 10^7 \cdot (t_{ip} - 4,32 \cdot t_{0,5X}) \cdot \exp\left(\frac{-113000}{R \cdot T}\right) \quad (42)$$

$$d^2 = d_{MDRX}^2 + 1,2 \cdot 10^7 \cdot (t_{ip} - 2,65 \cdot t_{0,5X}) \cdot \exp\left(\frac{-113000}{R \cdot T}\right) \quad (43)$$

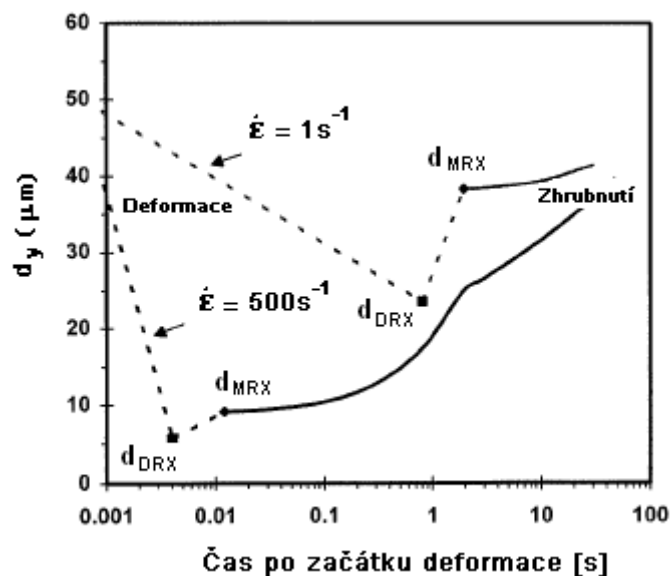
Graficky jsou průběhy růstu zrna v závislosti na čase po rekrytalizaci dle rovnic (40) - (43) zobrazeny na **Obr. 53.**



**Obr. 53.** Růst austenitického zrna dle rovnic (40) – (41) [63]

Na **Obr. 54.** je zobrazen průběh změny velikosti austenitického zrna po dynamické, resp. metadynamické rekrystalizaci, následované výdrží na teplotě dle [63] pro nízkouhlíkové oceli, kdy byly použity dvě rychlosti deformace, 1 a 500 s<sup>-1</sup>,  $e = 0,8$  (-) a  $T = 1000$  °C. Ze závislosti je zřejmé, proces vyšší deformační rychlost urychluje hrubnutí austenitického zrna.

Největší sklon k růstu zrn mají oceli feritického typu. Legury, pokud nepodporují vznik převažující feritické základní struktury, snižují sklon k růstu zrn. Při omezené rozpustnosti vytváří nerozpustné prvky precipitáty vyloučené převážně na hranicích zrn a na kluzných rovinách. Brání jednak mechanismu posunu hranic zrn a současně vzhledem k menší deformaci struktury v okolí precipitátu snižují ve svém okolí i energii hranic zrn [9].



**Obr. 54.** Změna velikosti austenitického zrna po DRX a MRX [63]

### 3.4.3.1 Velikost zrna feritu po transformaci

Hlavními vstupy při výpočtu velikosti feritického zrna jsou velikost austenitického zrna po posledním průchodu, zbytková deformace  $\varepsilon_f$ , teplota finální deformace a rychlost ochlazování z teploty finální deformace do teploty cca 500 °C [61].

Autor [61] uvádí vztah (44) pro výslednou velikost feritického zrna pro nízkouhlíkovou ocel legovanou Cr a Nb. Pokud je dynamickou rekrytalizací dosažena velikost austenitického zrna cca 5  $\mu\text{m}$ , pak je možné dosáhnout finální velikosti feritického zrna na úrovni 3  $\mu\text{m}$  [61].

$$d_{\alpha} = -16 + 6,75 \cdot d_{\gamma}^{0,8} + 3,65 \cdot Cr^{-0,15} + 5,6 \cdot [\exp(-\varepsilon_f)]^{0,5} \quad (44)$$

Pro C-Mn oceli autor [63] uvádí rovnici pro výslednou velikost feritického zrna transformovaného z plně rekrytalizovaného austenitu opět ve vazbě na obsah Cr pro C-Mn oceli (45) a pro C-Mn-Nb (46).

$$d_{\alpha} = 1,4 + \frac{5}{\sqrt{Cr}} + 22 \cdot [1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_{\gamma})] \quad (45)$$

$$d_{\alpha} = 2,5 + \frac{3}{\sqrt{Cr}} + 20 \cdot [1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_{\gamma})] \quad (46)$$

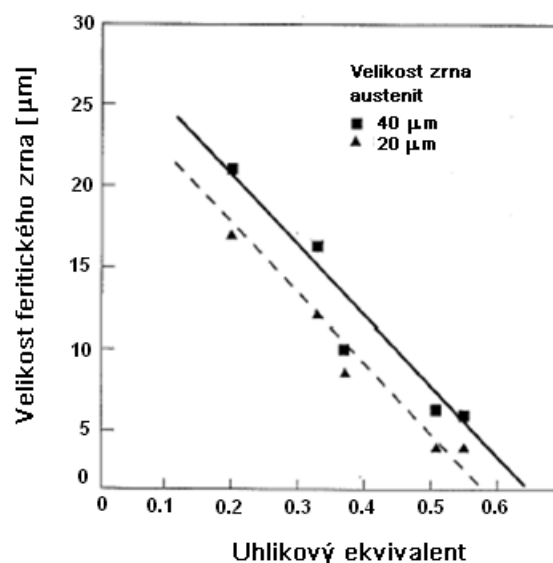
Protože zbytková deformace v austenitu zmenšuje výslednou velikost feritického zrna, musí být vzata do úvahy. [38] její vliv uvádí v rovnici (47) připisovanou autorům Sellars&Beynon 1985.

$$d_{\alpha} = d_{\alpha}^0 (1 - 0,45 \cdot \sqrt{\varepsilon_f}) \quad (47)$$

Rozšíření rovnice (44) o uhlíkový ekvivalent  $C_{ek} = C + Mn/6$  dle [38] pro  $C_{ek} \geq 0,35$  je uvedeno v (48).

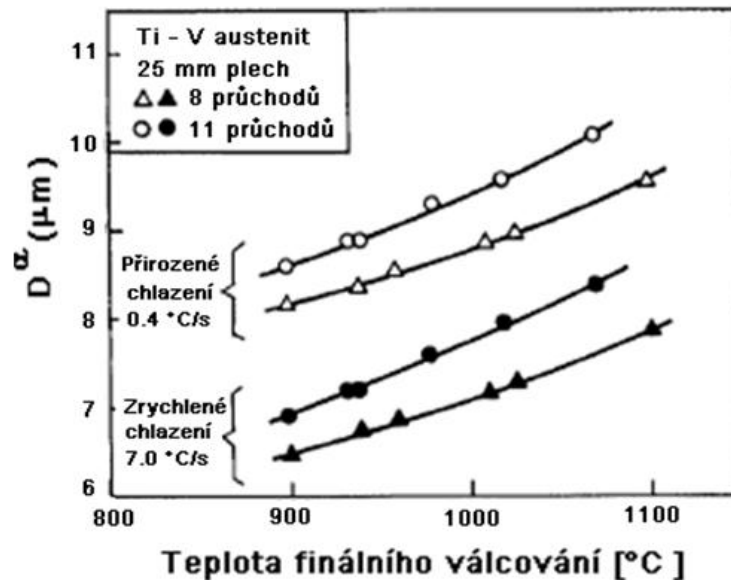
$$d_{\alpha} = \left[ -0,4 + 6,37 \cdot \left( C + \frac{Mn}{6} \right) \right] + \frac{\left[ 24,2 - 59 \cdot \left( C + \frac{Mn}{6} \right) \right]}{\sqrt{Cr}} + 22 \cdot [1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_{\gamma})] \quad (48)$$

Na **Obr. 55.** je zobrazena značná závislost velikosti feritického zrna na chemickém složení vyjádřené uhlíkovým ekvivalentem, včetně vlivu velikosti austenitického zrna dle [38].



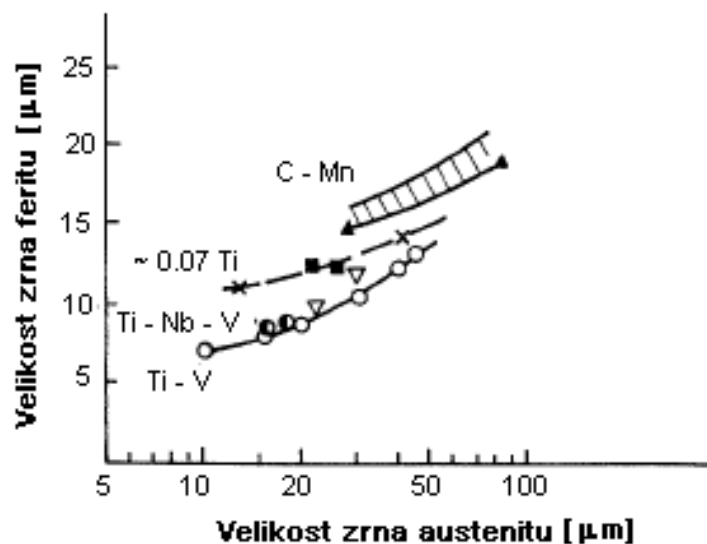
**Obr. 55.** Závislost velikosti feritického zrna na uhlíkovém ekvivalentu  $C_{ek}$  [38]

Na **Obr. 56.** je zobrazena závislost velikosti feritického zrna na teplotě finální deformace při dvou způsobech ochlazování - přirozeném, tj. cca  $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , a zrychleném, tj. cca  $7^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Jedná se o 11-ti průchodové válcování plechu finální tloušťky 25 mm C-Mn-Ti-V-N oceli dle [43].



**Obr. 56.** Závislost velikosti feritického zrna na teplotě finální deformace [43]

Na **Obr. 57.** je zobrazena schématická závislost velikosti výsledného feritického zrna C-Mn-Ti-V-N oceli na velikosti austenitického zrna po deformaci dle [43]. Závislost velikosti zrna feritu na původním austenitickém zrně uvádí [43] dle rovnice (49), kde  $v_{chl}$  je průměrná rychlost ochlazování materiálu mezi  $750$  a  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  v  $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .



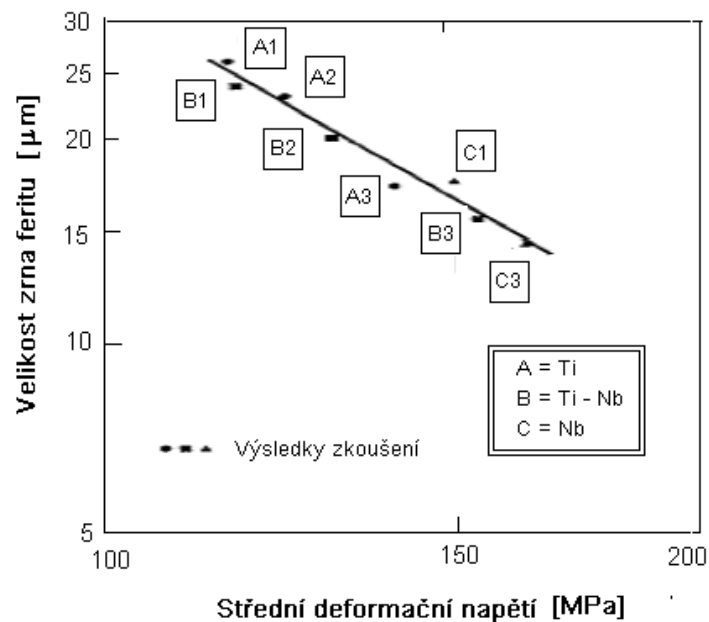
**Obr. 57.** Závislost velikosti výsledného feritického zrna na velikosti austenitického zrna po deformaci u C-Mn-Ti-V-N oceli [43]

$$d_{\alpha} = \frac{d_{\gamma}}{1 + [0,04 + 0,018 \cdot (v_{chl})^{0,5}] \cdot d_{\gamma}} \quad (49)$$

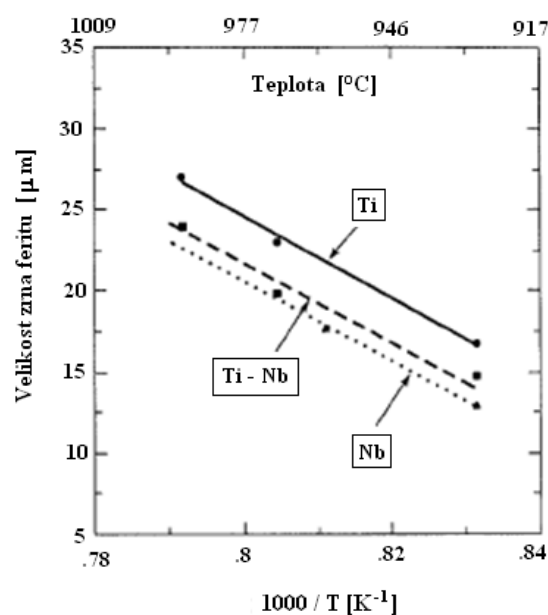
Literární zdroj [64] uvádí velmi jednoduchou závislost výsledné velikosti zrna ve vazbě na průměrné hodnotě středního deformačního odporu v posledních čtyřech průchodech pro proces válcování pásů, viz (50).

$$d_{\alpha} = 1,45 \cdot 10^5 \cdot \bar{\sigma}^{-1,81} \quad (50)$$

Na **Obr. 58.** je zobrazena závislost velikosti výsledného feritického zrna na průměrné hodnotě středního deformačního odporu na základě naměřených hodnot pro různě legovanou C-Mn ocel dle [64]. Tento obrázek ukazuje, že vzrůst hodnoty středního deformačního odporu vede k poklesu velikosti výsledného feritického zrna.



**Obr. 58.** Závislost velikosti výsledného feritického zrna na hodnotě středního deformačního napětí pro legovanou C-Mn ocel [64]



**Obr. 59.** Závislost velikosti výsledného feritického zrna na teplotě finálního průchodu [64]

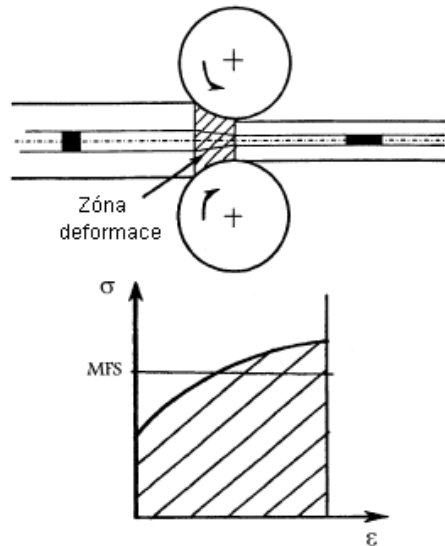
Na **Obr. 59.** je zobrazena závislost velikosti feritického zrna na teplotě při posledním průchodu dle [64]. Z tohoto obrázku je zřejmé, že oceli s niobem mají při dané finální teplotě deformace nejmenější zrna. Je to dáno jednak tím, že karbidy a nitridy titanu začínají precipitovat při vyšší teplotě než karbidy a nitridy niobu a dále tím, že niob má vyšší afinitu k uhlíku a dusíku než titan [64].

### 3.5 Predikce hodnoty středního deformačního odporu (MFS)

Jak již bylo uvedeno kapitole 3.3.3, analýzou středního přirozeného deformačního odporu (*MFS*) jako funkce teploty, dovoluje identifikovat hlavní mikrostrukturní změny při válcování. Hodnota *MFS* se obecně počítá ze vztahu (51).

$$MFS = \frac{1}{\varepsilon} \int \sigma d\varepsilon \quad (51)$$

Schematicky je výpočet hodnoty *MFS* dle rovnice (51) v závislosti na deformaci pro proces válcování plochého provalku zobrazen na **Obr. 60.** dle [60].



**Obr. 60.** Schématické znázornění výpočtu hodnoty *MFS* dle (51) pro proces válcování [60]

*MFS* se počítá dle rovnice (52), kterou [60] připisuje autorům Misaka&Yoshihoto1967. Rovnice (52) platí pro výpočet *MFS* pro proces válcování pásů z uhlíkových ocelí.

$$MFS_{Misaka} = \exp\left(0,126 - 1,75C + 0,594C^2 + \frac{2581 + 2968C - 1120C^2}{T}\right) \cdot \varepsilon^{0,21} \cdot \dot{\varepsilon}^{0,13} \quad (52)$$

Literární odkaz [36] uvádí rovnici (52) rozšířenou o vliv dalších prvků pro legované C-Mn oceli ve tvaru (53) a [32] pro C-Mn-Nb-Ti ve tvaru (54).

$$MFS = MFS_{Misaka} \left(0,835 + 0,098Mn + 0,5Nb + 0,128Cr^{0,8} + 0,144Mo^{0,3} + 0,175V + 0,01Ni\right) \quad (53)$$

$$MFS = MFS_{Misaka} (0,768 + 0,51Nb + 0,137Mn + 4,217Ti) \quad (54)$$



Upravená rovnice (52) platná pro C-Mn oceli se zahrnutím vlivu dynamické rekrytalizace a velikosti zrna vyústila dle [60] ve vztah (55), kde  $K_m$  je parametr pro přepočet  $\sigma$  na  $MFS$  a je dle [60] roven hodnotě 1,14.  $X_{DRX}$  se počítá z rovnice (6), resp. (7).  $\sigma_{ss}$  je hodnota ustáleného napětí na křivce napětí-deformace.

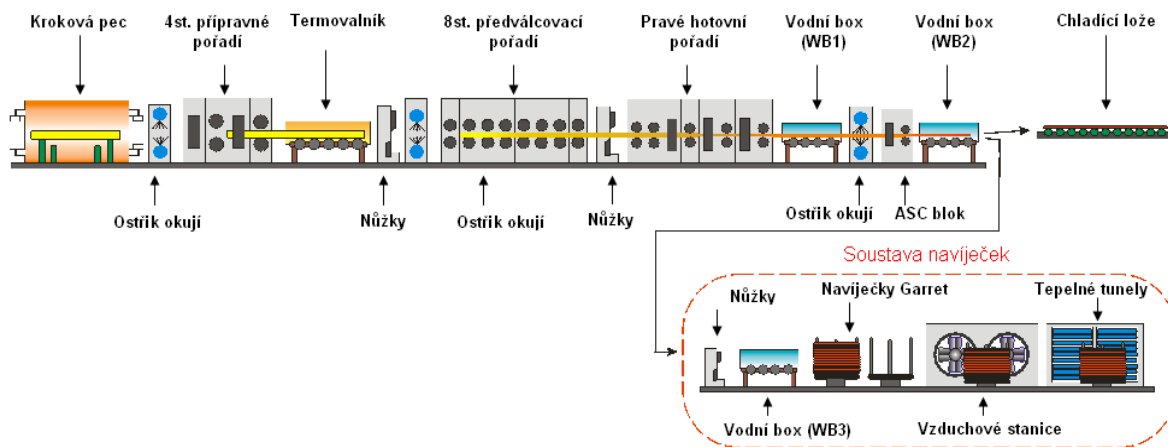
$$MFS = (MFS_{Misaka} \cdot (0,768 + 0,137Mn)) \cdot (1 - X_{DRX}) + K_m \cdot \sigma_{ss} \cdot X_{DRX} \quad (55)$$

#### 4. KONTIJEMNÁ TRAŤ TŘINECKÝCH ŽELEZÁREN, A.S.

Kontijemná trať (KJT) Třineckých železáren, a.s. (TŽ, a.s.) byla uvedena do provozu v roce 1960. V té době to byla vysocevýkonná trať zaměřená na výrobu betonářské oceli, konstrukčních ocelí kruhového průřezu, úhelníků a ploché oceli.

V letech 2003-2008 byla provedena modernizace kontijemné válcovací tratě. Zásadním zadáním této akce bylo adekvátně reagovat na vývoj trhu s tyčovou ocelí v souladu s dlouhodobou strategií TŽ, a.s. orientovat svou výrobu na dodávky pro automobilový průmysl. Hladká tyčová ocel, převážně jakostí SBQ (Special Bar Quality), je válcována na pravé žíle. Levá je určena k válcování betonářských a tvarových ocelí konstrukčních jakostí.

Základním bodem modernizace byl přechod na vstupní materiál kvadrátu 150 mm, délky 12 m a hmotnosti 2 t (kontislitky nebo válcované sochory) a rozšíření rozměrové řady kruhových tyčí od 16 do 70 mm. Blokové schéma pravé žíly tratě je na **Obr. 61**.



**Obr. 61.** Blokové schéma kontijemné tratě Třineckých železáren - pravá žíla

Ohřev vsázky na válcovací teplotu zajišťuje kroková pec s horním a spodním ohřevem, vytápěná směsným plynem. Zavážení do pece je boční, válečkovým dopravníkem. Pohyb sochorů v pecním prostoru zabezpečuje hydraulický mechanismus krokováním pohyblivé části nístěje. Za pecí je umístěno zařízení vysokotlakého ostříku, ve kterém jsou ohřáté sochory zbavovány primárních okují vysokotlakou vodou.

Sochory jsou po ohřátí v krokové peci na válcovací teplotu dopraveny valníkem do přípravného pořadí. To slouží k válcování ohřátých sochorů na kruhový vývalek  $\varnothing 100$  mm. Přípravné pořadí válcovacích stolic je sestaveno ze dvou horizontálních a dvou vertikálních stolic v uspořádání H-V-H-V. Válcování v tomto pořadí je jednožílové.

Provalek kruhového průřezu  $\varnothing 100$  mm (vyválcovaný v přípravném pořadí) je dopravován zakrytovaným termovalníkem přes vysokotlaký ostřík okují do předválcovacího pořadí.

Předtrať válcuje jednožilově nebo dvoužilově, v závislosti na jakosti válcovaného materiálu. Materiály SBQ jsou válcovány jednožilově na pravé žíle. Předtrať je sestavena z osmi duo stolic v horizontálním uspořádání se zkrucováním provalku mezi stolicemi.

Za osmistolicovou dvoužilovou předtrať následuje samostatné pravé a levé hotovní pořadí. Pravé i levé hotovní pořadí je sestaveno z osmi duo stolic v uspořádání 2H-V-H-V-H-V-H o průměru válců 320 mm.

Úsek hotovních stolic ASC (Automatic Sizing Control) a systém řízeného ochlazování ve vodních boxech WB1 a WB2 je situován za pravé hotovní pořadí. Stolice ASC slouží k přesnému doválcování kruhové oceli 16-70 mm. Navržený systém řízeného ochlazování a přesného válcování umožňuje válcovat způsobem odlišným od běžného konvenčního válcování a to v režimech normalizačního válcování a pro menší průměry i termomechanického válcování. Hotovní stolice ASC tvoří dvě stolice v uspořádání V-H. Před ASC stolicemi je opět vysokotlaký ostřík okují. Technologie ASC sestává z laserového měřiče profilu a hydraulicky ovládaného rychlého stavění válců hotovních stolic. Za hotovními stolicemi jsou umístěny rotační nůžky pro dělení vývalků na chladňkové délky.

Vývalky z obou žil postupují na chladicí lože. Z pravého chladicího lože jsou vývalky v délkách 50-110 m dopravovány do úpravny k dělení na rozbrušovacích pilách a dále k vázacím linkám.

Součástí tratě je i navíjecí linka pro navíjení kruhové oceli do svitků typu Garret, která je vybavena vodní chladicí skříní WB3 pro další možné snížení teploty vývalku vstupujícího do navíječky a dále pak zařízením pro zrychlené ochlazování svitků profukováním vzduchu a izolovanými boxy umožňujícími naopak zpomalení procesu vychlazování svitků. Schéma kontijemné tratě TŽ, a.s. s pozičním znázorněním rozmístění pyrometrů je zobrazeno v **Příloze 1** na **Obr. 1.1**.

Podstatná část výroby je dále zpracovávána na finalizačních zařízeních-žhání, loupání, tryskání, hrotování, kontrola vnitřních i povrchových vad [65].

## 5. PRAKTICKÁ ČÁST

### 5.1 Analýza průběhu chladnutí provalku po délce a průřezu

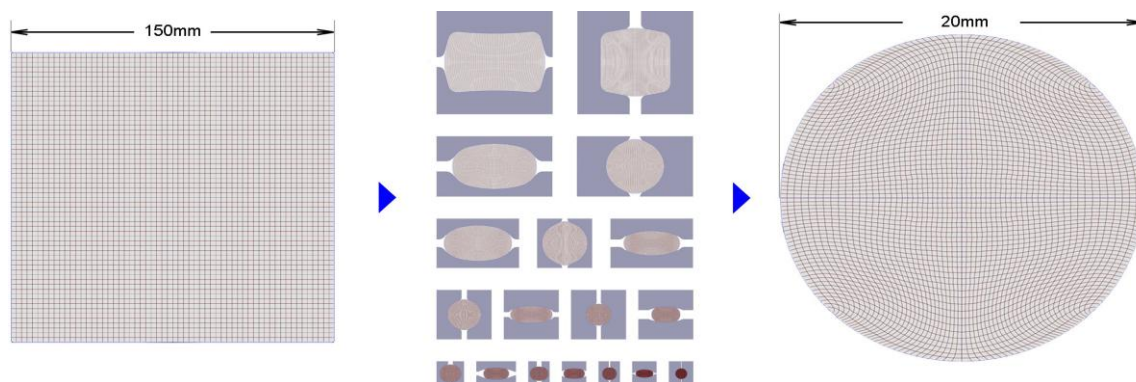
Proces válcování kruhových tyčí se vyznačuje, jako většina tvářecích operací, rozdíly teplot po průřezu. Míra těchto rozdílů je navíc různá pro jednotlivé úseky kontinuálního procesu válcování. Vzhledem k tomu, že kinetika procesů uzdravování, zpevňování, růstu zrn a fázové transformace je vždy, mimo jiných, funkcí teploty, viz kapitola 3, je vhodné pro přípravu plastometrických experimentů znát teplotní průběhy po provalku v průběhu deformace.

Měření teploty provalku znamená v praxi vždy měření teploty povrchu. Přesnost tohoto měření je dána především použitým typem pyrometru a přesností jeho zaměření. Negativně pak působí v průběhu procesu válcování neustále vznikající sekundární okuje, předchozí kontakt provalku se studenou armaturou a chladicí vodou [3]. Při přípravě plastometrických experimentů a porovnání výsledků v nich dosažených s praktickými je nutné si tyto skutečnosti uvědomit a brát je v úvahu. V procesu válcování na KJT byly při všech zkouškách použity kalibrované dvouspektrální pyrometry Raytek MARATHON, s udávanou přesností měření  $\pm 10^\circ\text{C}$  a rozsahem 500-1400  $^\circ\text{C}$ , umístěné v pozicích T1-T6 dle **Přílohy 1**.

Základním zdrojem teoretických informací o průběhu teplot po průřezu provalku v závislosti na délce tvářecího pochodu je simulační software CCT-Offline ©, fy. SMS-MEER (D). Firmou SMS byl tento software upraven pro podmínky KJT. Software je primárně určen pro nastavování parametrů chlazení provalku ve vodních boxech. Jedna z jeho aplikací umožňuje schematicky zobrazit průběhy teplot v průběhu válcování.

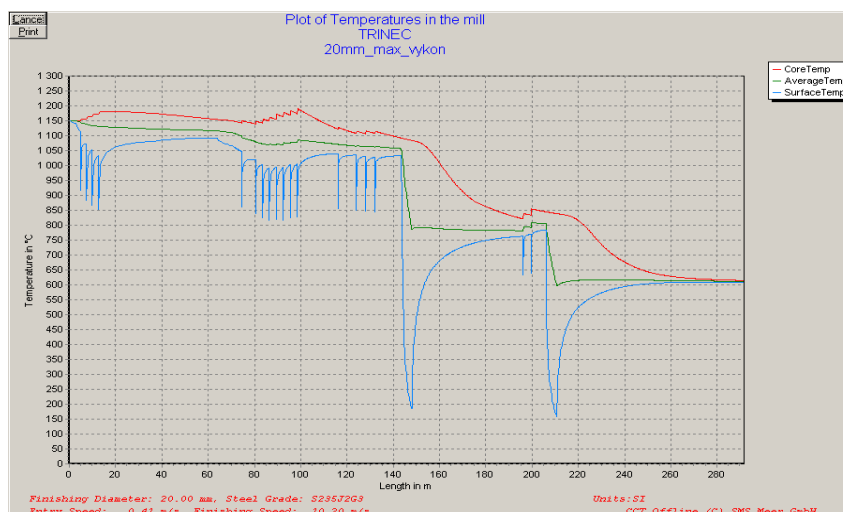
Dle zadaného rozměru, chemického složení oceli a zvolených operací a jejich specifikace je schopen tento software zobrazit vypočtený průběh teplot ve středu a na povrchu provačku ve vazbě na čas, případně vzdálenosti, v celé oblasti procesu válcování. Specifikací zvolených operací je myšlena především počáteční teplota sochoru, chlazení ve vybraných vodních boxech s navolenými parametry (např. počet trysek, minimální požadovaný tlak vody, atp.), teploty chladicí vody, teplota vzduchu, minimální teplota povrchu provačku, atp.

Pro potřeby vizualizace a přípravy plastometrických experimentů byly vybrány referenční průměry válcovaných tyčí 20 a 40 mm za finální stolici ASC ve studeném stavu. Kalibrační řada odpovídá běžně používané kalibraci na KJT, tj. vstup kvadrátu 150 mm ve studeném stavu s plošnými úběry 18-23 % na jeden průchod v kalibraci ovál - kruh. Pro finální průměr vývalku 20 mm se jedná o 18 průchodů stolicemi a pro  $\varnothing$  40 mm o 12 průchodů. Pro potřeby simulace není brán v úvahu vliv žádného z ostříků okují. Schématicky znázorněná kalibrační řada pro výsledný  $\varnothing$  20 mm je zobrazena na **Obr. 62**.



**Obr. 62.** Schématické znázornění kalibrační řada pro výsledný  $\varnothing$  20 mm

Na **Obr. 63**. je zobrazen výsledek simulace procesu válcování konstrukční oceli S355 průměru 20 mm, kdy počáteční teplota sochoru je 1150 °C a vodní boxy jsou spuštěny v konfiguraci s maximálním chladícím účinkem. Výstupní válcovací rychlost je nastavena na 10,16 m.s<sup>-1</sup>, což je hodnota z intervalu možných rychlostí pro  $\varnothing$  20 mm. Teplota vzduchu je 25 °C, stejně tak teplota chladicí vody. Průběh teploty je zobrazen v závislosti na vzdálenosti od výstupu sochoru z pece.



**Obr. 63.** Průběh teplot provačku při válcování  $\varnothing$  20 mm v závislosti na vzdálenosti od výstupu z pece

V **Příloze 2** na **Obr. 2.1.** je zobrazen průběh teploty v průběhu válcování  $\varnothing$  20 mm dle identických podmínek odpovídající **Obr. 63.**, kdy čas 0 s znamená vytažení ohřátého sochoru z pece. **Obr. 2.2.** v **Příloze 2** ukazuje průběh chladnutí vývalku na chladicím loži v závislosti na čase. Interval krokování je zadán na 14 s a vzdálenost mezi tyčemi je 100 mm. **Obr. 63.** a **Obr. 2.1.** v **Příloze 2** se liší pouze ve veličinách, kdy v prvním případě je na ose X vzdálenost a ve druhém čas.

Na **Obr. 2.3.** a **2.4.** v **Příloze 2** je znázorněn výsledek pro  $\varnothing$  40 mm s identickými parametry chemického složení oceli S355, teploty sochoru na vstupu a maximálního výkonu chlazení. Finální rychlost válcování je  $3,22 \text{ m.s}^{-1}$  a čas krokování na chladicím loži 32 s. Průběh teplot je zobrazen ve vazbě na čase od výstupu sochoru z pece.

Modrá křivka znázorňuje teplotu povrchu provalku, červená křivka teplotu středu provalku. Zelená křivka zobrazuje hodnotu tzv. průměrné teploty, kdy se jedná o výpočet průměru ve vazbě na plochu provalku, kdy přesný algoritmus není k dispozici.

Píky modrých křivek znamenají buďto kontakt povrchu provalku s chlazenými válci stolic nebo průchody chladicími boxy. Způsob výpočtu teplot povrchu, ve středu provalku a průměrné teploty, tj. matematické vzorce, dodavatel software nezmiňuje. Vypočítané teploty ve středu provalku nelze prakticky ověřit běžně dostupnými technickými prostředky.

Přesnost výpočtu teploty povrchu provalku však lze prakticky ověřit měřením teplot. Praktické ověřování přesnosti výpočtu ukázalo, že skutečně zjištěné teploty povrchu provalku v měřených místech, tj. T1 až T6, se odchylují od vypočtených o max.  $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , běžně však o max.  $15 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Jedná se tedy o dostatečnou přesnost pro predikci teplotních gradientů povrchu provalku během válcování. Byly provedeny dodatečné neautorizované úpravy software, především úpravy koeficientů přestupu tepla, díky nimž bylo možno zpřesnit výsledky simulace na odchylku max.  $10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Takto upravený software pak ale bylo možno použít pouze pro konkrétní rozměr, konkrétní chemické složení oceli a pouze jednu rychlost válcování.

Ze simulací pro  $\varnothing$  20 a 40 mm, viz **Obr. 63.** a **Obr. 2.1. - 2.4.** v **Příloze 2**, si lze udělat základní představu o vývoji teplot povrchu provalku během procesu válcování. Povrch provalku se během kontaktu s chlazeným válcem ochladí o  $125\text{--}200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Čím vyšší rychlost válcování, tím je míra ochlazení menší. V závislosti na rychlosti válcování, tj. přeneseně i na době kontaktu provalku s válcem, dochází k ovlivnění hlubších podpovrchových vrstev provalku. Čím pomalejší rychlost válcování, tím je větší ovlivnění podpovrchových vrstev a tím déle pak trvá „temperování“ provalku, tj. vyrovnání teploty mezi povrchem a středem. Například na **Obr. 2.3.** v **Příloze 2** opětovný nárůst teploty povrchu po prvním průchodu o teplotu  $100 \text{ }^{\circ}\text{C}$  trvá cca 3 s a identický nárůst po průchodu poslední stolicí trvá pouze 0,4 s. Naproti tomu se teplota středu provalku při průchodu stolicí ohřívá vlivem deformačního tepla o  $7,5\text{--}30 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , kdy se vzrůstající rychlostí válcování se míra ohřátí zvyšuje. Rychlost válcování se zvyšuje s klesající plochou průřezu provalku.

Míra ochlazení povrchu provalku ve vodním boxu WB1 je  $840 \text{ }^{\circ}\text{C}$  pro provalek  $\varnothing$  25 mm, pohybující se rychlostí  $6,9 \text{ m.s}^{-1}$ . Tyto parametry odpovídají finálnímu  $\varnothing$  20 mm za studena válcovaného rychlostí  $10,16 \text{ m.s}^{-1}$ . Vodní box má délku 6 m a maximální rychlost ochlazení povrchu tedy dosahuje hodnoty cca  $965 \text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$ . V případě válcování finálního průměru 40 mm prochází vodním boxem WB1 provalek  $\varnothing$  49 mm rychlostí  $2,2 \text{ m.s}^{-1}$ , kdy maximální rychlost ochlazování povrchu provalku je cca  $320 \text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$ . Povrch se může ochladit až o  $875 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Rozdíly v teplotách povrchu a středu vývalku na chladicím loži jsou dle výsledků simulace velmi malé, kdy dosahují hodnot max.  $14 \text{ }^{\circ}\text{C}$  a to na počátku chladicího lože při průměru 40 mm. Malé proto, že v porovnání, např. na výstupu provalku z chladicího boxu, může rozdíl teplot dosáhnout až  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Na výstupu z válcovací stolice pak i  $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Všechny uvedené hodnoty jsou úzce závislé na vstupních parametrech procesu, tj. především na teplotě ohřevu, rychlosti válcování, teplotě chladicí vody a vzduchu. Výhodou simulačního softwaru je, že pouhou změnou některého z těchto parametrů získáme odpovídající křivky teplotních závislostí.

### 5.1.1 Simulace teplotních průběhů dle podmínek KJT užitím CCT Offline

V **Příloze 3** je zobrazena závislost průběhu ochlazování na čase pro vybranou ocel dle definovaných podmínek. Chemické složení oceli je 0,19 % C, 1,50 % Mn a 0,50 % Si. Teplota sochoru na výstupu z pece je 1130 °C. Válcovaný průměr je 20 mm za studena, rychlost válcování je 10,16 m.s<sup>-1</sup> na výstupu. Teplota vstupu provalku do ASC stolice je 840 °C s využitím chlazení ve WB1 a WB2. Teplota povrchu vývalku na počátku chladicího lože je 720 °C. Teploty v definovaných místech jsou uvedeny v **Tabulce 9**. Nastavení těchto parametrů odpovídá představám o nejčastějším využití možností řízeného válcování na KJT, tj. normalizačního a termomechanického dle kap. 3.1.3.2. Vstupní materiál je ohřát na teplotu odpovídající konvečnímu způsobu tváření a válcován na hrubém, středním a hotovním pořadí konvenčním způsobem. Dále je pak provalek ochlazen ve WB1 tak, aby bylo dosaženo požadované snížené teploty ve finální dvoustolici ASC. Vzdálenost, kterou musí provalek urazit od výstupu z WB1 do vstupu do první stolice ASC je využívána pro temperování teploty provalku mezi jeho středem a povrchem. V ASC stolici bude provalek deformován dvěma průchody. Dále bude následovat ochlazení vývalku ve WB2 před vstupem na chladicí lože. Na chladicím loži vývalek bude chladnout volně. Jedná se o idealizovaný proces pro potřeby vizualizace a zjištění teplotních průběhů pro přípravu plastometrického experimentu.

**Tabulka 9** Porovnání teplot vypočítaných softwarem CCT Offline a TTSteel (°C)

Pozice	Za WB1		Před ASC		Vstup do ASC		Vstup do WB2		Za WB2		Vstup na chladník		Na chladníku	
Čas na poz.	0,87 s		5,11 s		7,65 s		8,01 s		9,32 s		17,11		121,00 s	
	stř.	pov.	stř.	pov.	stř.	pov.	stř.	pov.	stř.	pov.	stř.	pov.	stř.	pov.
CCT Offline	1079	350	927	837	879	840	938	842	915	266	740	720	581	572
TTSteel	1079	538	919	831	878	838	937	842	864	498	739	721	600	593
Rozdíl  abs	0	188	8	6	1	2	1	0	51	232	1	1	19	21

## 5.2 Analýza průběhu chladnutí provalku po průřezu užitím TTSteel

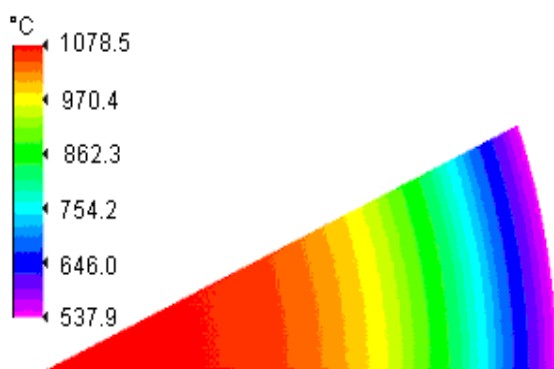
Výsledkem simulace dle CCT-Offline je znalost průběhu teploty povrchu provalku a předpoklad teploty středu provalku. Jaký je průběh teploty od povrchu do středu z této simulace není zřejmé, kdy lineární závislost nelze předpokládat.

Pro hlubší poznání problematiky vývoje teplotního gradientu a zároveň pro přípravu plastometrického experimentu byla proto na VŠB-TU zpracována simulace průběhu teplot po průřezu provalku v předem definovaných místech. K tomuto záměru byl využit simulační software TTSteel, fy. ITA Ostrava. Program TTSteel je primárně určen pro počítačové modelování procesů tepelného zpracování ocelových výrobků. Umožňuje výpočet ochlazovacích křivek pro uživatelem zadanou posloupnost ochlazovacích podmínek, zobrazení rozpadového diagramu oceli daného chemického složení a výpočet obsahu strukturních složek a mechanických vlastností oceli po kalení a následném popuštění pro zadanou ochlazovací křivku pro vybrané skupiny ocelí [67]. Pro výpočet teplotních průběhů je použita 2D - Metoda Konečných Prvků (MKP).

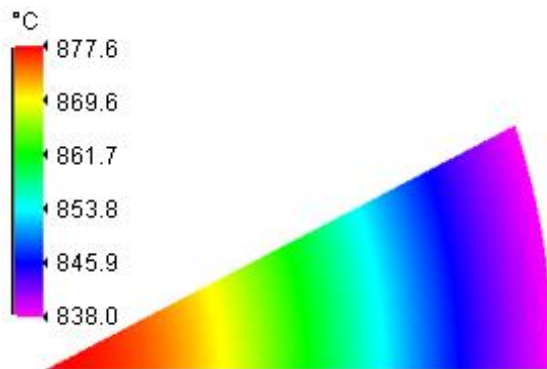
Simulace pro potřeby vizualizace byla počítána pro nízkouhlíkovou ocel s chemickým složením 0,19 % C, 1,50 % Mn a 0,50 % Si. Obsah dalších prvků byl stanoven v zadání jako nulový. Nebyla simulována část válcování při běžných podmínkách tváření, tj. válcování v přípravném, středním a hotovném pořadí končícím 15-tou stolicí – pro potřeby této práce tato část procesu není považována za důležitou. Teplota provalku za 15-tou stolicí na vstupu do vodní skříně WB1 byla stanovena na 1080 °C rovnoměrně po průřezu, teplota povrchu provalku do 24-té stolice ASC byla zadána na 840 °C. Míra zchlazení provalku ve WB1 byla definována tak, aby bylo dosaženo požadované teploty před ASC stolicí. Ohřev deformačním teplem při úběrech ve 24-té a 25-té stolici ASC byl stanoven dle výsledků simulace CCT-Offline ve výši 25 °C na jeden průchod. Simulace byla provedena pro válcovaný  $\varnothing$  20 mm. Finální rychlost válcování byla 10,16 m.s<sup>-1</sup>. Míra zchlazení ve WB2 byla definována tak, aby teplota povrchu provalku při vstupu na chladicí lože byla 720 °C [67]. Vstupní podmínky simulace jsou identické se vzorovým příkladem uvedeným v kapitole 5.1.1 pro možnost porovnání dosažených výsledků.

Výpočtem byly získány kruhové výseče s průběhy teplot po průřezu v různých místech od výstupu z WB1 až po chladicí lože [67].

Na **Obr. 64.** je zobrazeno teplotní pole od středu provalku k povrchu na výstupu z WB1. Na **Obr. 65.** je zobrazen řez provalkem na vstupu do ASC. Na **Obr. 66.** je průběh teplot při vstupu provalku na chladicí lože a na **Obr. 67.** průběh teplot při chlazení na chladícím loži v čase 121s od začátku simulace, tj. od vstupu provalku do WB1.



**Obr. 64.** Průběh teplot provalku za WB 1 - ze středu k povrchu [67]



**Obr. 65.** Průběh teplot provalku na vstupu do ASC - ze středu k povrchu [67]



**Obr. 66.** Průběh teplot provalku při vstupu na chladicí lože [67]

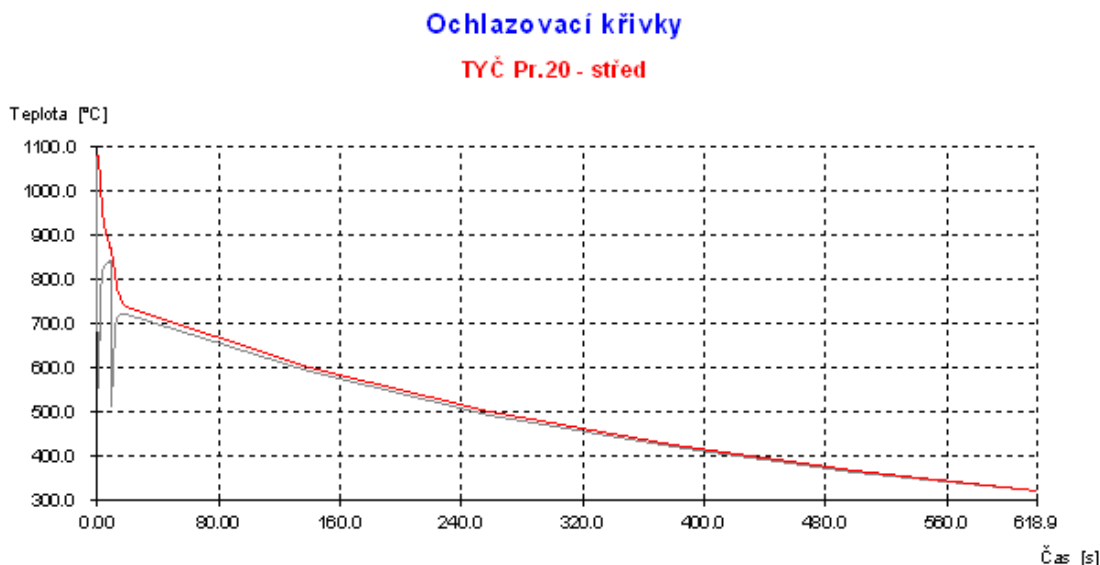


**Obr. 67.** Průběh teplot provalku při chlazení na chl.loži v čase 121 s od vstupu do WB1 [67]



Teploty středu a povrchu provačku v definovaných místech jsou uvedeny v **Tabulce 9** pro možnost srovnání simulací dosažených výsledků s výsledky z CCT Offline.

Na **Obr. 68.** je zobrazena křivka ochlazování středové části vývačku  $\varnothing 20$  mm v závislosti na teplotě vypočítaná programem TTSteel pro definované podmínky procesu válcování.



**Obr. 68.** Průběh teplot po provačku v závislosti na čase od vstupu do WB1 dle simulace TTSteel [67]

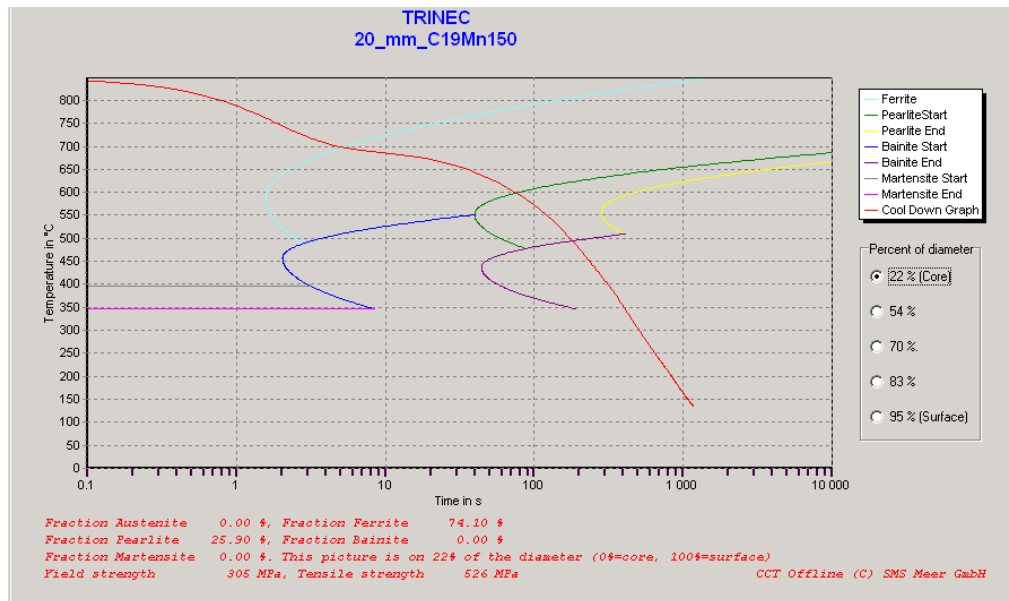
Rozdíly ve vypočítaných hodnotách teplot ve sledovaných místech se pohybují od jednotek  $^{\circ}\text{C}$  až po  $232^{\circ}\text{C}$  v případě výstupu vývačku z WB2. Algoritmus výpočtů u obou programů není k dispozici. V místech, kde jsou umístěny pyrometry, kterými se v reálných podmínkách měří teplota povrchu provačku a finálního vývačku, v tomto případě T4 a T6, výsledky obou simulací vykazují rozdíly od 1 do  $8^{\circ}\text{C}$ . Jedná se o pozice nazvané v **Tabulce 9** „před ASC“ a „vstup na chladník“ s časy 5,11 s a 17,11 s od vstupu do WB1. Z pohledu uživatele simulací se jedná o velmi přesnou predikci v obou případech.

### 5.3 Využití doplňkových výsledků simulačního softwaru TTSteel a CCT Offline

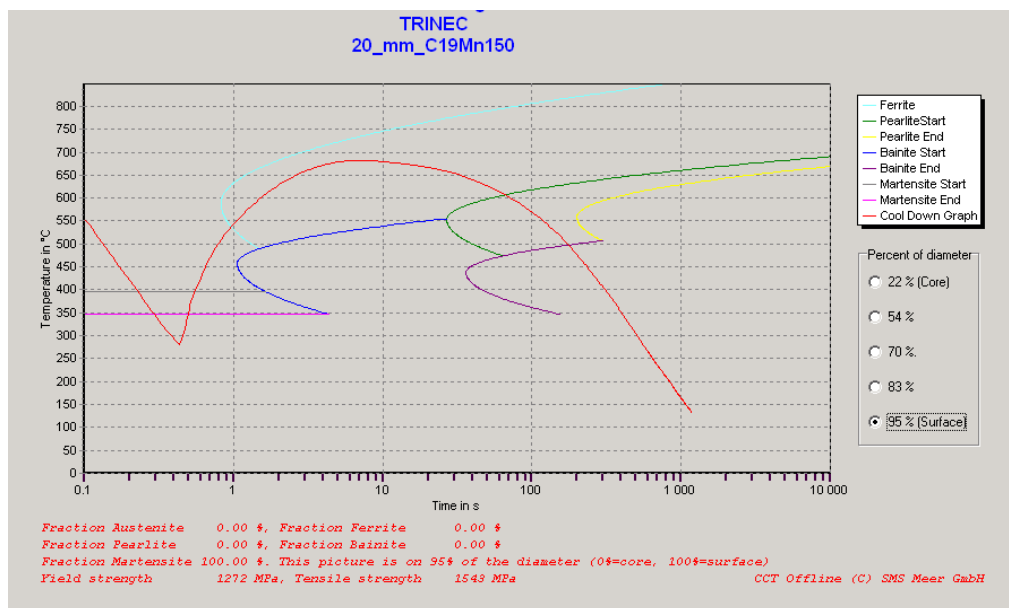
Užívaný simulační software, jak CCT Offline tak TTSteel, umožňuje predikci dalších výsledných hodnot a materiálových vlastností zkoumaného materiálu na základě zadaných parametrů procesu. Vzhledem k tomu, že způsoby výpočtu, tj. matematické vzorce popisující deformační a postdeformační chování materiálu nejsou známy, a dosažené výsledky často není možné ověřit v praxi, je nutné výsledky považovat za orientační. Jejich využití je však vhodné pro vizualizaci procesů tváření a získání základní představu materiálových vlastností pro přípravu plastometrických experimentů.

Na **Obr. 69.** a **70.** je zobrazen softwarem CCT Offline vypočítaný TTT diagram pro ocel 0,19 % C, 1,50 % Mn, 0,50 % Si pro vzorový příklad dle zadání uvedeného v kapitole 5.1.1. Počáteční velikost austenitického zrna byla zadána  $30\text{ }\mu\text{m}$ . **Obr. 69.** je TTT diagram pro středovou oblast, tzv. 22 % (Core), a **Obr. 70.** pro oblast těsně pod povrchem vývačku, tj. 95 % (Surface), kdy 0 % znamená střed a 100 % je povrch vývačku. TTT křivka pro střed (**Obr. 69.**) má „klasický“ tvar, tj. trvalý pokles teploty, s výraznějším poklesem intenzity ochlazování v čase cca 4 s. Křivka pro podpovrchovou oblast (**Obr. 70.**) je lomená, což odpovídá prudkému poklesu teploty povrchu během chlazení ve WB2.

Predikce struktur pro oblast středu je 74 % feritu a 26 % perlitu. Mechanické vlastnosti simulované oceli byly vypočítány na 305 MPa na mezi kluzu a pevnost 526 MPa. Počáteční velikostí austenitického zrna 30  $\mu\text{m}$ . Predikce struktury pro povrchovou vrstvu ukazuje na čistý martenzit.



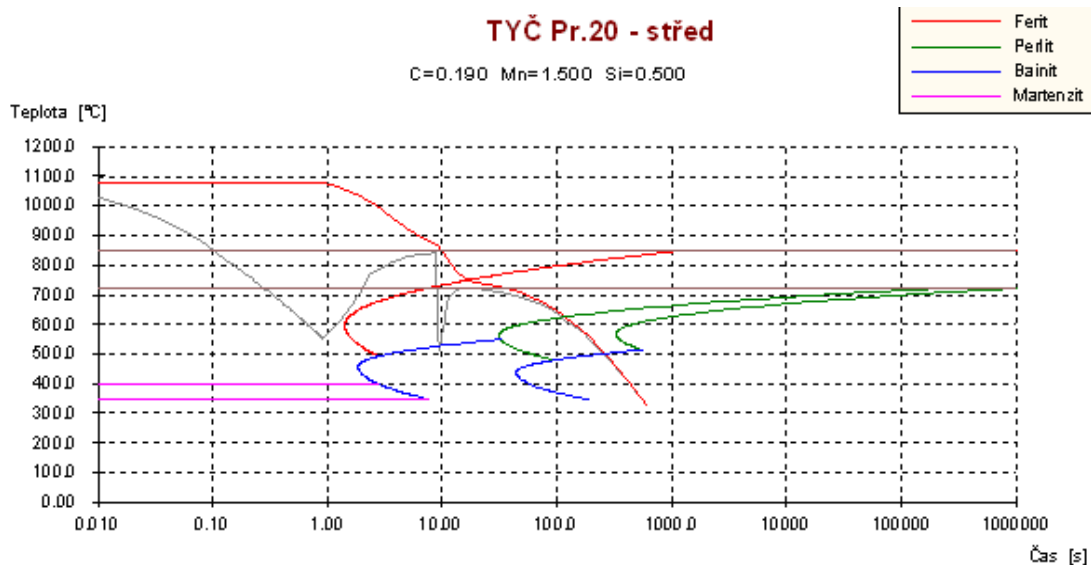
**Obr. 69.** TTT diagram -  $\varnothing$  20 mm - 0,19 % C, 1,50 % Mn, 0,50 % Si - Středová oblast



**Obr. 70.** TTT diagram -  $\varnothing$  20 mm - 0,19 % C, 1,50 % Mn, 0,50 % Si - Povrchová oblast

Na **Obr. 71.** je pak softwarem TTSteel vypočítaná křivka rozpadu austenitu pro identický proces ochlazování. Teplotní průběh je zobrazen v závislosti na logaritmu času, kdy šedá křivka v grafu zachycuje průběh teploty povrchu vývalku a červená teplotu ve středu provalku [67].





**Obr. 71.** TTT diagram -  $\varnothing$  20 mm - 0,19 % C, 1,50 % Mn, 0,50 % Si [67]

Mechanické vlastnosti simulované oceli ve středové části byly softwarem TTSteel vypočítány na 315 MPa na mezi kluzu a pevnost 523 MPa. Predikce struktur je 65 % feritu a 35 % perlitu [66].

V porovnání s výsledky dosažené softwarem CCT Offline jde o rozdíl max. 10MPa na mezi kluzu a 9 % v obsahu fází.

Teplota počátku martenzitické přeměny je v případě software CCT Offline rovna 398 °C, v případě TTSteel pak 395 °C. Jedná se o velmi přesnou shodu výsledků dosažených jednotlivými programy. Vzhledem k tomu, že není obecně znám způsob výpočtu mechanických hodnot a rozpadových diagramů simulovaných ocelí, je možné, že výpočty jsou postaveny na identických vzorcích a konstantách.

## 5.4 Analýza průběhu chladnutí vývalku ve svitcích

### 5.4.1 Počítačová analýza průběhu chladnutí vývalku ve svitcích

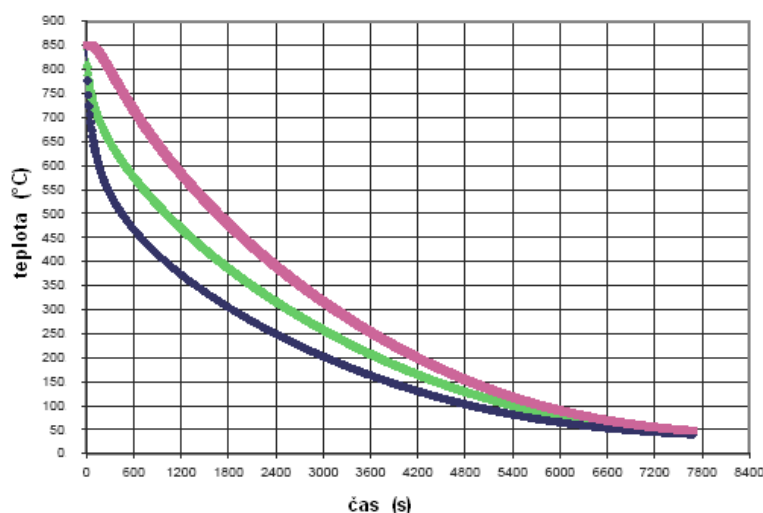
Kontijemná trať umožňuje válcování do svitků. Dodavatelem technologie je fa. Morgan. Válcování materiálu do svitků probíhá identickým způsobem jako v případě tyčí, kdy za WB2 je umístěna výhybka, díky níž vývalek nepokračuje na chladicí lože, ale směřuje do navíječek. Jedná se o navíječky typu Garret, tj. dva soustředné koše otáčející se stejnou úhlovou rychlostí, mezi které je zaveden vývalek. Svitek je následně vytažen manipulátorem a umístěn na vertikální trn. Následuje jedna ze tří možností vychlazování svitků. První je volné chlazení na vzduchu. Ve druhém případě jde o zrychlené nucené dmýchání vzduchu do středu svitku, kdy linka je vybavena šesti pozicemi s ventilátory, za kterými pak následuje volné chlazení. Posledním případem je možnost zpomaleného ochlazování svitků v izolovaném tunelu.

Vzhledem ke kapacitám tratě, úpraven a úsporám na předváze při válcování do svitků oproti válcování do tyčí, je žádoucí navýšit objemy výroby SBQ ve svitcích. Materiálové a strukturní vlastnosti materiálu válcovaných do svitků se však mohou díky odlišné technologii vychlazování odlišovat. Pro přípravu plastometrického experimentu zahrnujícího možnost válcování SBQ do svitků je vhodné znát průběh ochlazování použité technologie. Rozměry svitků jsou cca 1350 mm - vnější průměr, 950 mm – vnitřní průměr a výška svitku od 800 do 1000 mm v závislosti na válcovaném průměru a použité technologii. Tloušťka stěny svitku je 200 mm.

Firma Morgan v rámci dokumentace [68] dodané v souvislosti s realizací instalace navíječek zpracovala simulace teplotních profilů během ochlazování pro různé varianty chlazení svitků. Bylo simulováno chladnutí svitku o hmotnosti 2 t z teploty navíjení 850 °C pro válcovaný průměr 20 mm, s předpokladem rovnoměrného prohřátí po průřezu na vstupu do navíječky. Teplota vzduchu 30 °C. Chemické složení oceli je 0,20 % C, 1,50 % Mn, 0,50 % Si [68], což odpovídá konstrukční oceli jakosti S355J2.

Na **Obr. 71.** je zobrazen teplotní průběh ochlazování svitku pro případ volného chlazení po navinutí. Modrá křivka odpovídá teplotě vnějšího povrchu svitku, resp. povrchu jednotlivých závitů na vnějším obvodu svitku. Fialová křivka je teploty uvnitř stěny svitku a zelená je vypočítaná průměrná hodnota.

Z grafu je patrná značná teplotní nehomogenita stěny svitku. Volné chlazení svitku je možné dle zadaných podmínek simulace charakterizovat rychlostí ochlazování. Prvních 120 s se povrch svitku ochlazuje rychlostí cca 1,67 °C.s<sup>-1</sup>, zatímco střed cca 0,17 °C.s<sup>-1</sup>. Rychlost ochlazování s rostoucím časem klesá. Rozdíl mezi teplotou povrchu svitku, tj. vnější stěny svitku, a vnitřní částí stěny svitku, se nejdříve zvětšuje, kdy maxima dosáhne v čase cca 450 s a to téměř 260 °C. Teplota povrchu je cca 500 °C, kdežto teplota ve středu pak cca 750 °C. Teplota ve středu stěny svitku dosáhne hodnoty 500 °C po 1650 s. Po dosažení maximálního rozdílu tento začíná klesat a teploty závitů ve svitku se srovnávají.



**Obr. 71.** Teplotní průběh ochlazování svitku pro ø 20mm - Volné chlazení [68]

V **Příloze 4** na **Obr. 4.1.** je znázorněn příklad maximálního využití zrychleného ochlazování svitku postupem přes všech šest ventilátorů, tj. zachování plynulého chodu výroby. Svitek dorazí nad první ventilátor cca 120 s od navinutí, tj. celou tuto dobu chladne volně.

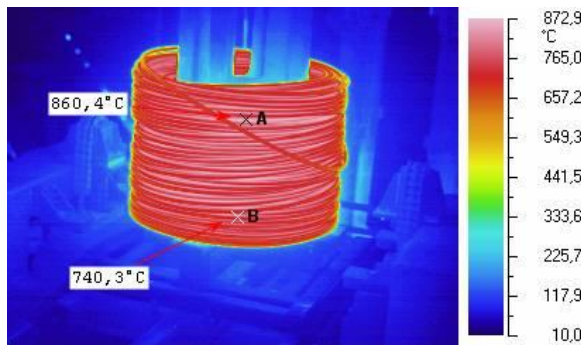
Prakticky by bylo možné dosáhnout rychlejšího chlazení, kdyby byl svitek ponechán nad prvním ventilátorem a ušetřil by se manipulační čas přechodu mezi ventilátory, kdy svitek chladne volně. Tato varianta se však v praxi kvůli výraznému snížení výrobní kapacity nebude používat.

Při zrychleném chlazení svitků je možné se dostat na teplotu 500 °C již po 370 s v případě povrchu a 1250 s v případě středu.

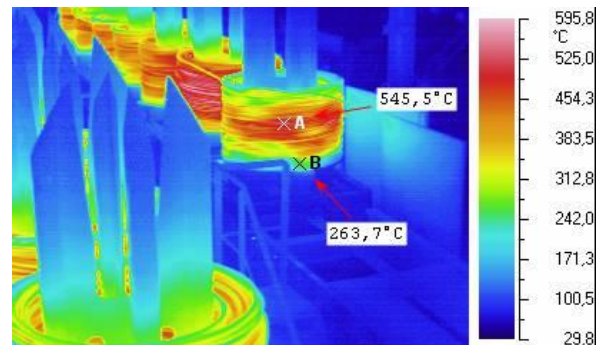
V **Příloze 4** na **Obr. 4.2.** je zobrazena varianta zpomaleného ochlazování s využitím izolovaných tunelů. Svitek do izolovaného tunelu dorazí po 240 s od počátku navíjení. Při zpomaleném chlazení svitků v izolovaném tunelu bude dosažena teplota 500 °C po 370 s na povrchu v případě povrchu a po 1250 s v případě středu.

### 5.4.2 Praktická analýza průběhu chladnutí vývalku ve svitcích

Teplotní průběhy ochlazování svitků byly prakticky zjišťovány po navinutí za pomoci termokamery TVS700GORATEC s teplotním rozsahem  $-20 - 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$  a uváděnou přesností 2,5 %. Na **Obr. 72.** je zobrazen snímek dvoutunového svitku jakosti S355J2 o průměru tyče 20 mm v poloze „po nasazení na trn“, tj. v čase cca 30 s od navinutí. Materiál byl válcován s teplotou navíjení cca  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ .



**Obr. 72.** Teplotní profil svitku  $\varnothing 20\text{ mm}$   
v čase 30 s od navinutí

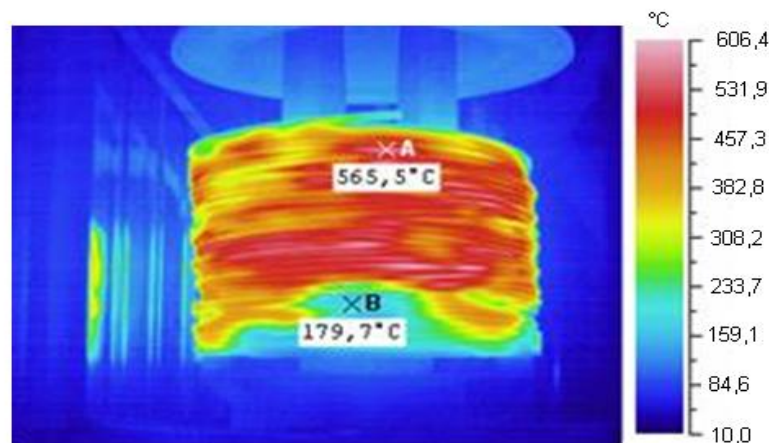


**Obr. 73.** Teplotní profil svitku  $\varnothing 20\text{ mm}$   
v čase 1600 s od navinutí

Rozdíl v naměřených teplotách mezi závitů na povrchu je cca  $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Dá se předpokládat na základě počítačové simulace uvedené v kapitole 5.4.1, že teplota závitů ve středu je ještě vyšší a rozdíl tak větší, než zjištěný termokamerou. Rozdíl v hodnotách naměřených pyrometrem a termokamerou je běžným jevem. Jako zásadní údaj pro sledování procesu je brána teplota měřená pyrometry. Termokamera je používána pro získání absolutních rozdílů teplot a získání představy o rozložení teplotních polí.

Svitk byl dále měřen v průběhu chladnutí na dopravníku. Na **Obr. 73.** je identický svitek jako na **Obr. 72.**, tentokrát však již v čase 1600 s od navinutí. Na povrchu se teplota závitů pohybuje od cca 260 do cca  $545\text{ }^{\circ}\text{C}$ , kdy středová část svitku je teplejší oproti okrajovým.

Na **Obr. 74.** je zobrazen svitek válcovaný a navíjený za identických parametrů, tentokrát však s využitím zrychleného ochlazování za použití ventilátorů. Na **Obr. 74** je v pozici nad ventilátorem č.6. Teploty svitku se pohybují od  $180\text{ }^{\circ}\text{C}$  do cca  $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ , kdy největší účinek chlazení vzduchem je ve spodní části svitku. Takto nízké, v reálu dosažené, teploty neodpovídají výsledkům uvedeným v simulaci, viz Příloha 3 **Obr. 3.1**, kdy teplota svitku na v pozici nad šestým ventilátorem neklesá pod  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

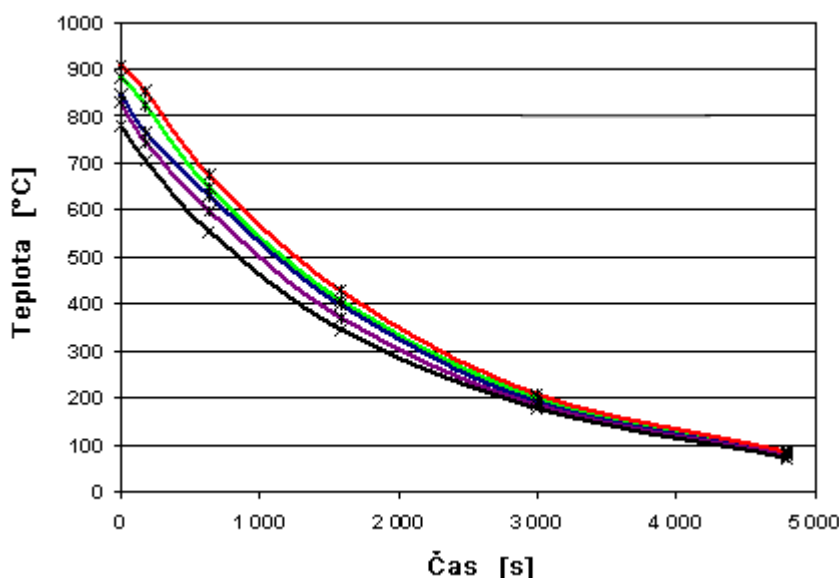


**Obr. 74.** Teplotní profil svitku tyči  $\varnothing 20\text{ mm}$  v pozici nad ventilátorem č.6 - Zrychlené chlazení

Byl proveden praktický pokus s cílem matematicky popsat průběh ochlazování svitků. Bylo proměřeno 5 ks dvoutunových svitků, jakosti S355J2 s průměrem tyče 20 mm v pěti místech v průběhu chladnutí, tj. v čase 180, 635, 1580, 3000 a 4800 s od ukončení navíjení. Teplota navíjení se pohybovala od 780 do cca 910 °C. Teploty pro výpočet byly měřeny ručním pyrometrem Raytek RAYNGER s teplotním rozsahem -30-900 °C a přesností měření 1%. Měřena byla vždy středová část svitku, tzn. teplota závitů na čelech svitku nebyla brána v úvahu. Jedná se tedy o teplotu vnější části svitku. Měření probíhalo při teplotě venkovního vzduchu 26°C. Pro měření se využíval tzv. MIN mód pyrometru, kdy pyrometr zobrazí minimální naměřenou teplotu z daného časového intervalu měření. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v **Tabulce 10** a grafické znázornění naměřených hodnot je na **Obr. 75**.

**Tabulce 10** Naměřené hodnoty teplot pro 5 svitků v průběhu volného ochlazování

čas ( s )	teplota ( °C )				
0	909	882	846	831	780
180	854	823	765	744	706
635	677	648	630	598	554
1580	427	407	398	369	345
3000	208	199	191	184	176
4800	86	83	78	76	71



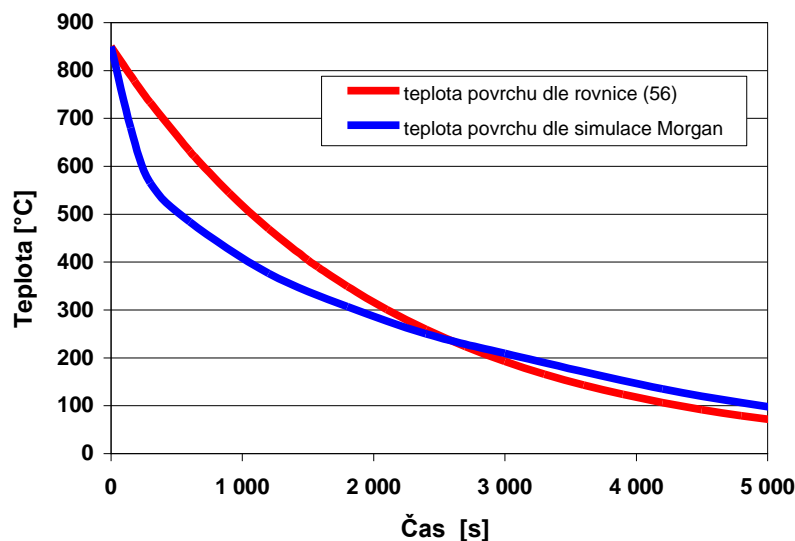
**Obr. 75.** Teplotní průběh ochlazování svitku volným chlazením  $\varnothing$  20mm - naměřené hodnoty

Průběh ochlazování svitku dle **Obr. 75.** odpovídá matematicky charakteristice exponenciální rovnice (56).

$$T = T_N \cdot \exp(A_{Chl} \cdot t_{Chl}) \quad (56)$$

kde  $T_N$  je teplota navinutí,  $t_{Chl}$  je čas od navinutí, tj. čas chladnutí a  $A_{Chl}$  je koeficient. Pro podmínky provozu platí  $A_{Chl} = -0,000496$  pro volné chlazení 2 t svitku na vzduchu. Hodnota koeficientu  $A_{Chl}$  je stanovena jako průměrná hodnota směrnic lineárních regresních rovnic závislostí přirozených logaritmů naměřených teplot na příslušných časech od navinutí uvedených v **Tabulce 10**.

Na **Obr. 76.** je výsledná křivka odpovídající rovnici (56) pro svitek  $\varnothing 20$  mm a teplotu  $T_N = 850$  °C zobrazena červeně. Modře je zobrazena vypočítaná teplota povrchu dle simulace fy. Morgan, (viz **Obr. 71.**), odpovídající rovněž teplotě povrchu a teplotě navinutí 850 °C.



**Obr. 76.** Teplotní průběh ochlazování svitku volným chlazením  $\varnothing 20$  mm - Simulace Morgan a vypočítaný pro teplotu navíjení 850 °C

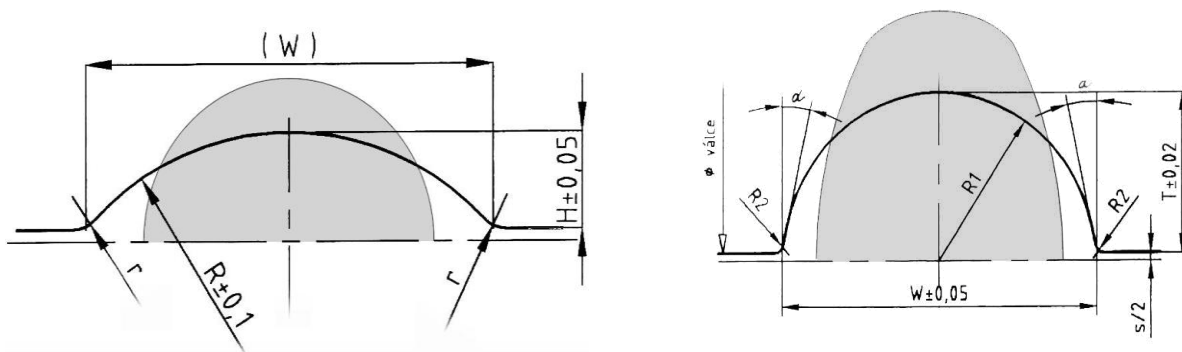
Dle simulace je rychlost poklesu teploty výraznější v čase do cca 400 s oproti reálnému procesu. Pak je vypočítaná rychlost chladnutí naopak nižší než odpovídá výsledkům založeným na praktické zkoušce. Rozdíl teploty vzduchu 4 °C, kdy v simulaci zadán byl 30 °C oproti reálným 26 °C, nemá pravděpodobně zásadní vliv na dosažené výsledky.

Rovnice (56) se dá univerzálně použít i pro jiné rozměry a jiné teplotní rozsahy, kdy je však vždy nutné provést odpovídající soubor měření a z nich vypočítat příslušnou hodnotu konstanty  $A_{chl}$  pro každý průměr.

Pro podmínky zrychleného a zpomaleného ochlazování nebylo přistoupeno k praktickému měření.

## 5.5 Počítačová simulace procesu tváření v ASC stolici pomocí MKP

Pro přípravu plastometrického experimentu dle charakteristiky PSCT – tlakové zkoušky s rovinnou deformací, je nezbytné stanovit deformační rychlost v ASC stolici a je vhodné znát velikosti deformace. Základní kalibrační řadou na stolicích ASC je klasický ovál - kruh, viz **Obr. 77.**

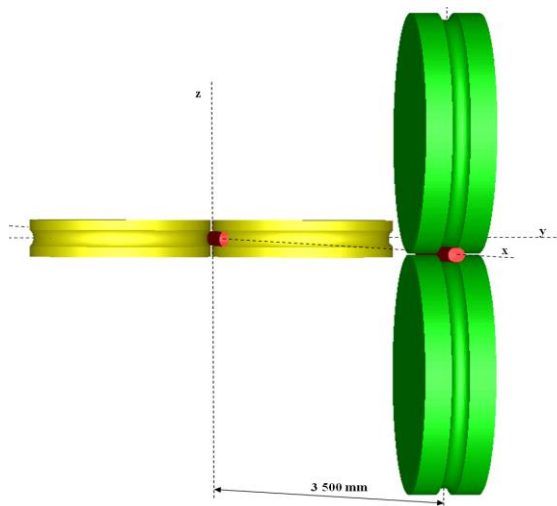


**Obr. 77.** Schéma kalibrace předhotovni a hotovni stolice ASC se zobrazením vstupního provačku [69]



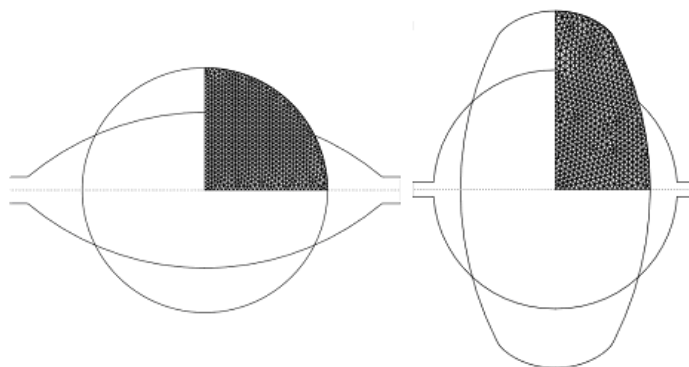
Velmi názorných výsledků lze dosáhnout užitím softwaru pracujícího s metodou konečných prvků (dále MKP). Simulace procesu válcování užitím MKP není dosud běžné v provozních podmínkách, protože přesnost dosažených výsledků je úzce spojena s nutností přesného nadefinování okrajových podmínek procesu (např. parametry tření, deformační chování materiálu, přestupy tepla, atp. a zároveň jejich vzájemné interakce). I přes omezené možnosti jejich přesného stanovení jsou jejich využití a přesnost pro potřeby přípravy plastometrického experimentu více než dostatečné [2].

Byl využit program FORGE, který je zaměřen právě na simulaci tvářecích procesů. Na **Obr. 78.** vidíme schématické znázornění hotovni dvojstolice ASC spolu s provalkem se zobrazením souřadného systému.



**Obr. 78.** Konfigurace válců v ASC stolici - MKP simulace [70]

U programů pracujících s MKP je běžně využívána možnost vyloučení simulace symetrických částí, tzn. výpočet je prováděn pro čtvrtinu provalku s dělicími plochami v osách kalibrů válců, viz **Obr. 79.** Toto je využíváno pro urychlení výpočtů simulace [2].



**Obr. 79.** Schéma průřezu předhotovni a hotovni stolice ASC [2]

Simulace je zpracována pro  $\varnothing 20$  mm dle podmínek uvedených v kapitole 5.1.1 s výjimkou teploty provalku. Simulace je zpracována pro předhotovni a hotovni stolici ASC. Provalek kruhového průřezu  $\varnothing 25$  mm vstupuje do předhotovni 24-té stolice ASC rychlostí  $6,9 \text{ m.s}^{-1}$ . Je deformován v oválném kalibru rozměru  $15,9 \times 30$  mm. Ovál vstupuje do finální 25-té stolice ASC s kruhovým kalibrem  $\varnothing 20$  mm. Vzdálenost mezi osami válců ASC stolic je 3500 mm. Průměr válců ASC stolic je 300 mm. Rychlost rotace válců je  $8,28 \text{ m.s}^{-1}$  u 24-té

stolice a  $10,21 \text{ m.s}^{-1}$  u 25-té stolice ASC měřeno na nákrůžku. Počáteční teplota provalku byla zadána  $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , homogenní po průřezu [69]. Teplota povrchu válců je sice zadána na  $40 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , ale pro potřeby simulace byl uvažován adiabatický proces, tj. bez vzájemného teplotního ovlivňování provalku a válců.

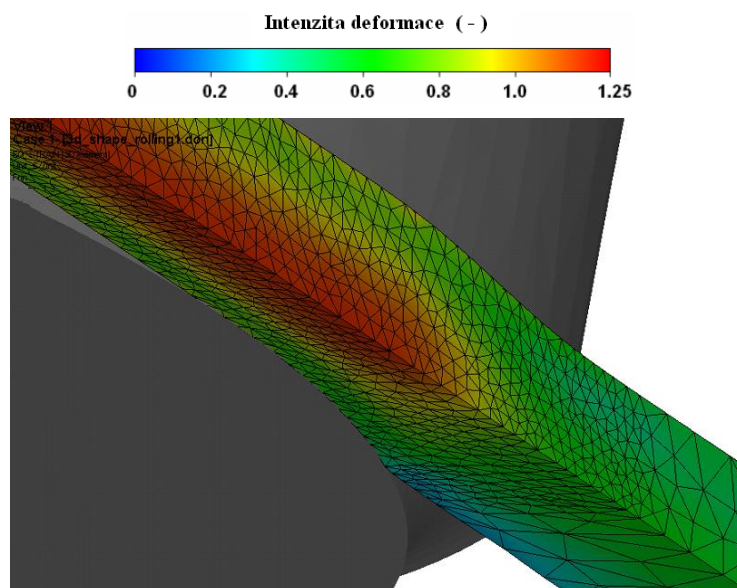
Vlastnosti válcovaného materiálu byly vybrány z knihovny materiálů programu FORGE dle chemického složení odpovídajícího značce C20, tj. 0,18 % C, 1,30 % Mn, 0,20 % Si. Pro popis deformačních vlastností materiálu byla použita rovnice (57),

$$\sigma = A_p \cdot \exp(\alpha_1 \cdot T) \cdot \varepsilon^{\alpha_2} \cdot \dot{\varepsilon}^{\alpha_3} \cdot \exp\left(\frac{\alpha_4}{T}\right) \quad (57)$$

kde koeficienty  $A_p = 927.92706$ ,  $\alpha_1 = -0.00234$ ,  $\alpha_2 = 0.12626$ ,  $\alpha_3 = 0.13938$  a  $\alpha_4 = -0.0477$ . Koeficienty přestupu tepla pro chlazení na vzduchu a přestupu tepla mezi materiálem a válcí nebyly zadány.

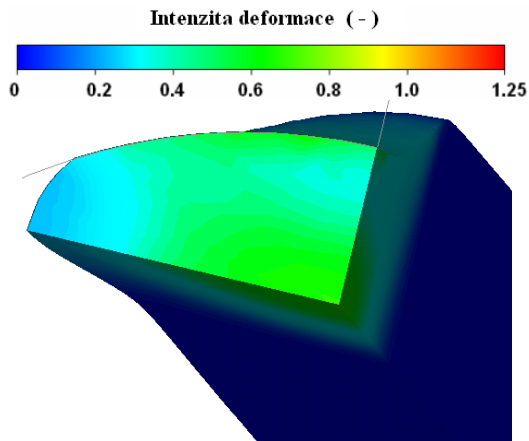
### 5.5.1 Počítačová simulace průběhů intenzity deformace a teploty provalku v ASC stolicí

Na **Obr. 80.** je zobrazen průběh intenzity deformace po podélném řezu v okamžiku průchodu hotovní stolicí. Zároveň je zobrazena mřížka, v jejíchž uzlových bodech (prvcích) je simulace počítána. Šedou barvou je zobrazena část poloviny válce. Mřížka je v oblasti pásma deformace hustější než v oblasti mimo toto pásmo. Zhuštěním se zvyšuje přesnost výpočtu, ale zároveň prodlužuje čas výpočtu.

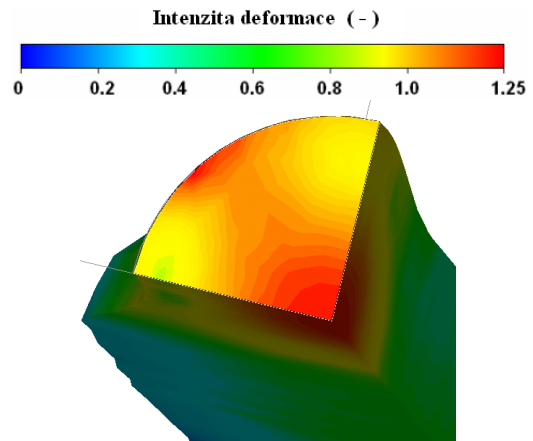


**Obr. 80.** Průběh intenzity deformace po podélném řezu provalkem - Finální stolice [70]

Na **Obr. 81.** je zobrazen průběh intenzity deformace po provalku při průchodu předhotovní stolicí a na **Obr. 82.** hotovní stolicí. Jsou zřetelně rozlišitelná pásma deformace ve válcovací mezeře. Příčný řez je proveden v rovině výstupu provalku z válců. Válec není zobrazen. Hodnoty intenzity deformace na provalku se pohybují v rozmezí od 0 do cca 0,6 na jeden průchod. Intenzita deformace při průchodu hotovní stolicí, viz **Obr. 80.** a **82.**, nezačíná na nulové hodnotě, jako je tomu při průchodu předhotovní stolicí, viz **Obr. 81.**, ale vychází z hodnot dosažených při průchodu předhotovní stolicí.

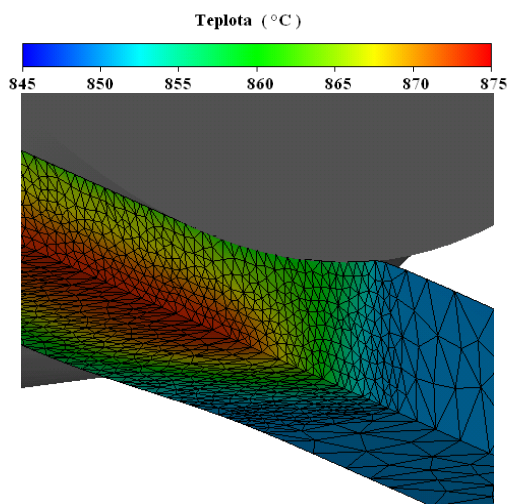


**Obr. 81.** Průběh intenzity deformace po řezu provalku - Předhotovná stolice [70]

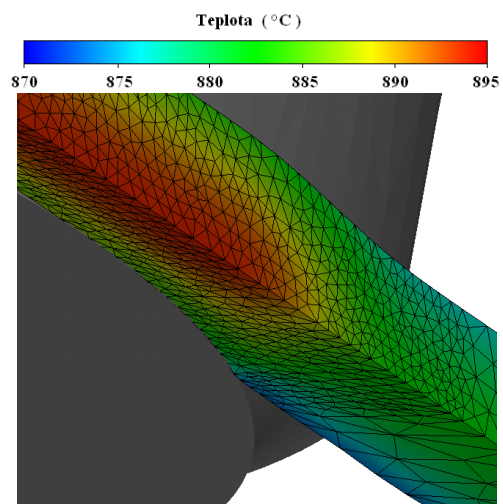


**Obr. 82.** Průběh intenzity deformace po řezu provalku - Hotovná stolice [70]

Ve výstupní rovině hotovné stolice (**Obr. 82.**) můžeme najít dvě oblasti maxima intenzity deformace, ve středu vývalku ( $Se = 1,23$ ) a na povrchu ve směru  $(1\ 0\ 1)$  ( $Se = 1,2$ ). Mezi těmito místy je deformační pole poměrně homogenní, s nejnižší hodnotou  $Se = \text{cca } 1,08$ . Daleko zajímavější jsou však oblasti s minimální hodnotou intenzity deformace. Tato místa leží na osách provalku 1,5 mm (osa x,  $Se = 0,79$ ) resp. 1,7 mm (osa z,  $Se = 0,86$ ) pod povrchem. Tyto hodnoty intenzity deformace, resp. rozdíly, za určitých okolností (nižší teploty, vyšší rychlost válcování a tím i větší rychlost deformace, větší původní velikost austenitického zrna) mohou vést k rozdílnému průběhu uzdravovacích procesů po průřezu tyče [70]. Na **Obr. 83.** je znázorněno teplotní schéma provalku během válcování v předhotovné a na **Obr. 84.** v hotovné stolici. Je patrný nárůst teploty ve středové části provalku vlivem deformačního tepla o cca 45 °C po dvou průchodech. To zhruba odpovídá výsledkům simulace provedené programem CCT\_Offline i TTSteel, uvedených v **Tabulce 9**, kde nárůst je v obou případech 59 °C.



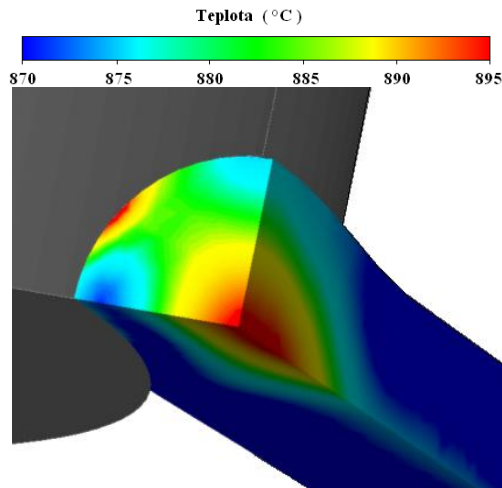
**Obr. 83.** Průběh teploty po podélném řezu provalku - Předhotovná stolice [70]



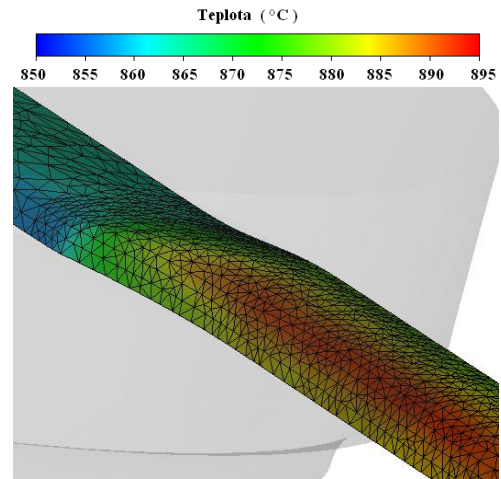
**Obr. 84.** Průběh teploty po podélném řezu provalku - Hotovná stolice [70]

Na **Obr. 85.** je zobrazen průběh teploty po příčném řezu provalku na výstupu z hotovné stolice. Jsou patrná místa se sníženou teplotou. Tato místa leží na osách provalku 1,5 mm (osa x) resp. 1,7 mm (osa z) pod povrchem a jsou shodná s místy se sníženými hodnotami intenzity deformace.





**Obr. 85.** Průběh teploty po řezu provalku - Hotovní stolice [70]



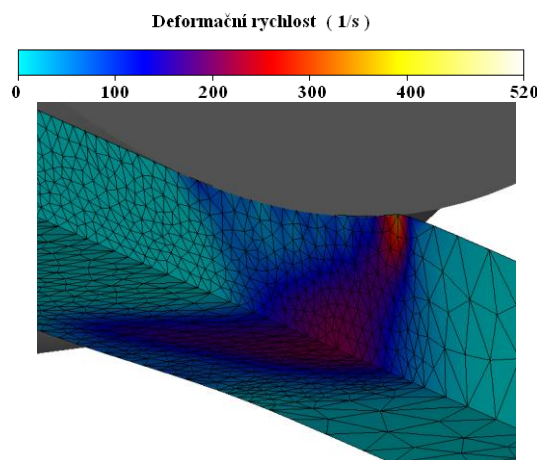
**Obr. 86.** Průběh teploty po povrchu provalku - Hotovní stolice [70]

Na **Obr. 86.** je zobrazen průběh teplot na povrchu provalku při průchodu hotovní stolicí, tj. na kontaktu provalku s válcem. Zobrazený průběh je však zásadně ovlivněn podmínkami simulace, kdy není uvažován přenos tepla mezi provalkem a válcem. Oproti výsledkům simulace užitím softwaru CCTOffline, uvedených v kapitole 5.1.1, je tak patrný vzrůst teploty v místech kontaktu povrchu provalku s válcem namísto poklesu. V porovnání s **Obr. 80., 81. a 82.** jde o místa s hodnotami intenzity deformace srovnatelnými se středem provalku.

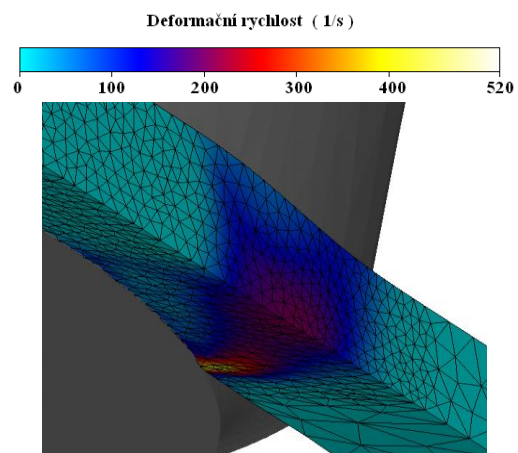
### 5.5.2 Počítačová simulace rychlosti deformace po provalku v ASC stolicí

Rychlost deformace během průchodu mezerou válců je velmi obtížné spočítat z důvodu nerovnoměrného průběhu deformace provalku v kalibru [69]. Je možné použít některou z rovnic, které jsou navrženy pro podmínky válcování plochých vývalků, viz např. [71], nebo použít matematickou simulaci. Výhodou matematické simulace je získání představy o rozložení rychlosti deformace po provalku.

Na **Obr. 87.** je zobrazen průběh deformační rychlosti ve 24-té a na **Obr. 88.** průběh rychlosti deformace ve 25-té stolicí ASC. Je opět patrná značná nerovnoměrnost hodnot rychlosti v pásmu deformace. Maximální vypočítaná hodnota rychlosti deformace překračuje  $700 \text{ s}^{-1}$ .

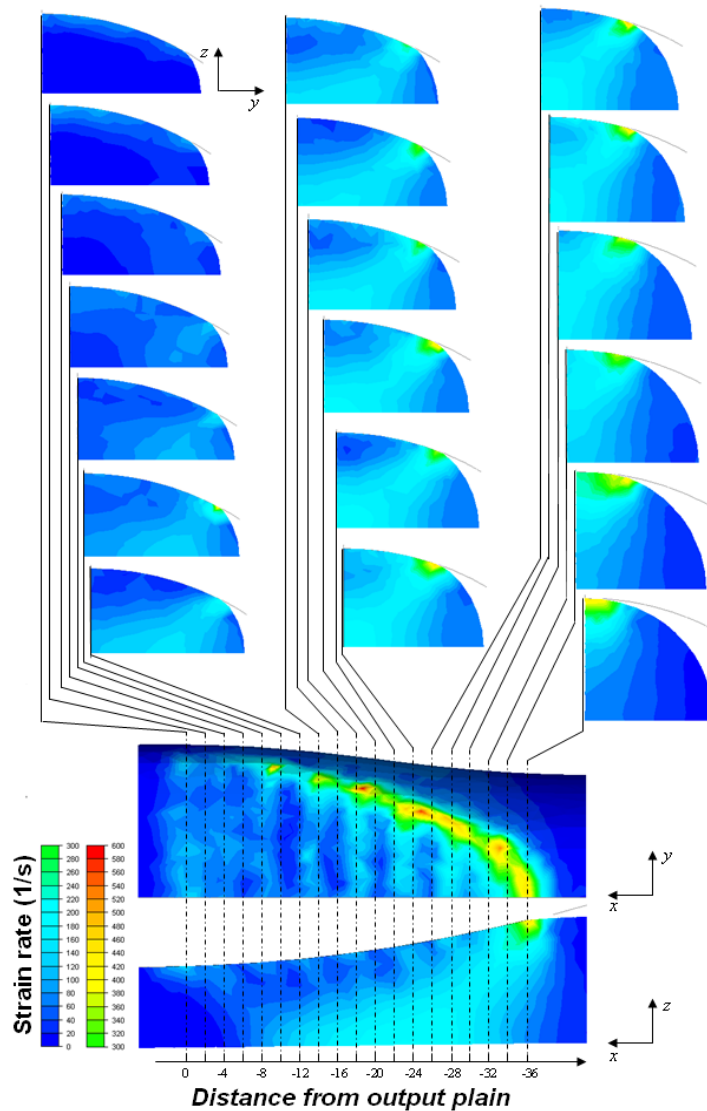


**Obr. 87.** Průběh rychlosti deformace po řezu provalku - Předhotovní stolice



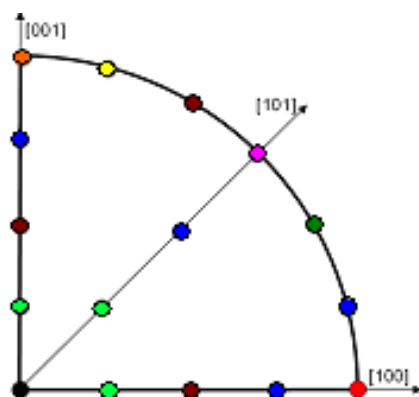
**Obr. 88.** Průběh rychlosti deformace po řezu provalku - Hotovní stolice

Na **Obr. 89.** je zobrazen průběh rychlosti deformace na povrchu provalku a v podélném řezu pásmem deformace a v jednotlivých příčných řezech vzdálených od sebe vždy 2 mm během tváření v předhotovni stolici. Z obrázku je patrná lokalizace oblasti maximální rychlosti deformace, která leží na povrchu vývalku a odpovídá oblasti prvního kontaktu provalku a stěny kalibru. S rostoucí deformací se maximum posunuje po obvodu provalku směrem k jeho bokům a oblast intenzivní deformace zasahuje více do jeho středových oblastí. Velmi dobře patrná je oblast ztížené deformace, která je důsledkem působení třecích sil. Na výstupu z pásma deformace vidíme v povrchových vrstvách vývalku opětovný nárůst rychlosti deformace.



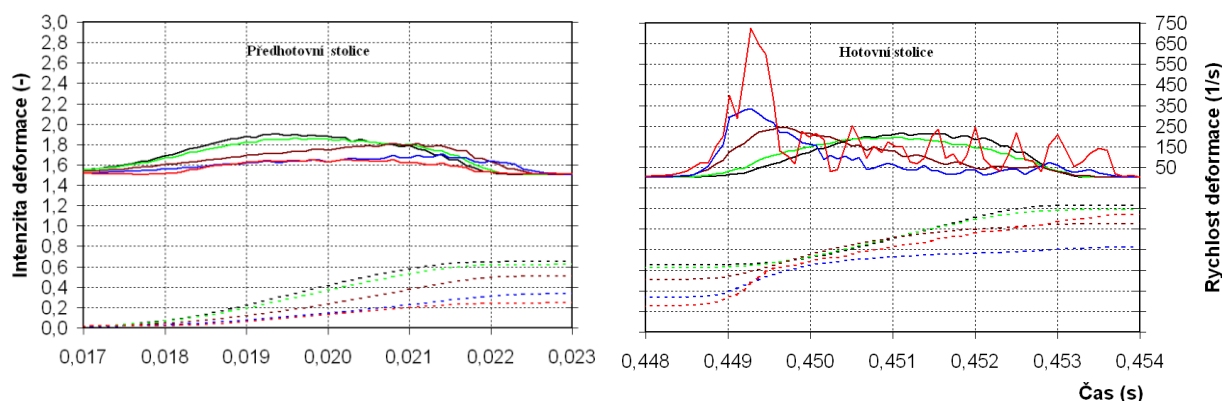
**Obr. 89.** Průběh rychlosti deformace - Předhotovni stolice [70]

Lépe lze celou situaci analyzovat pomocí sledování průběhů intenzity deformace a rychlosti deformace ve vazbě na pozici 16 vybraných bodů (senzorů) v příčném řezu provalku. Schéma jejich rozmístění je zobrazeno na **Obr. 90.** Senzory jsou navrženy tak, aby nám umožnily podrobnější analýzu sledovaných parametrů ve směru osy  $x$  (1 0 0), osy  $z$  (0 0 1), ve směru (1 0 1) a po obvodu vývalku. Pro každý z uvedených směrů získáme graf závislosti intenzity a rychlosti deformace na čase válcování pro předválcovací i hotovni stolici [70].



**Obr. 90.** Rozmístění senzorů

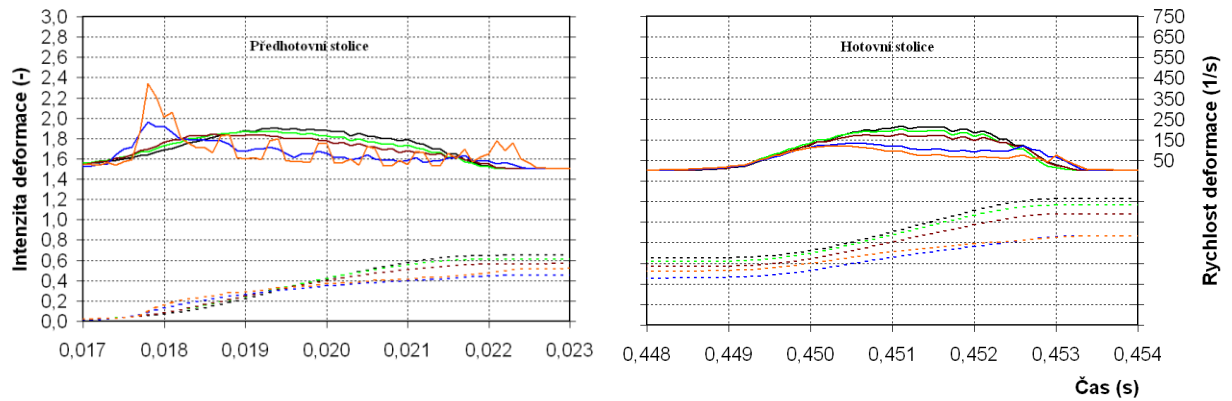
Na **Obr. 91.** je zobrazena situace ve směru osy x. Vidíme, že přírůstek deformace v jednotlivých bodech odpovídá klasické s-křivce, přičemž největší deformace je ve středu vývalku a směrem k volnému okraji klesá.



**Obr. 91.** Průběh intenzity deformace a deformační rychlosti dle senzorů ve směru [100]

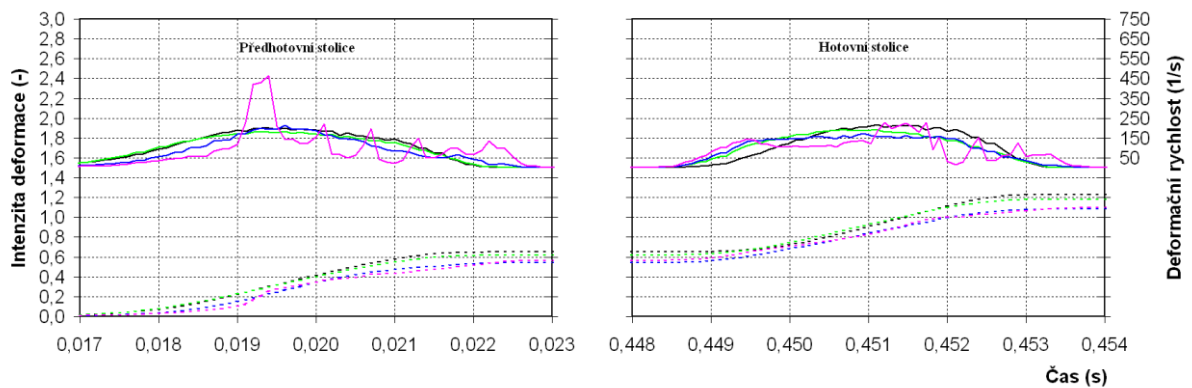
Průběhy rychlosti deformace nejsou nijak dramatické a ve všech případech vykazují jedno maximum (pozn. rychlost deformace je derivací intenzity deformace a proto vykazuje určité rozkmitání jako důsledek nepřesností numerického modelu). Dramatičtější průběh sledovaných veličin ve směru (1 0 0) nastane v hotovni stolici, kdy je tento směr shodný se směrem působení největší hlavní deformace. Body blízko středu vývalku mají podobný průběh jako v předcházející stolici, ale směrem k povrchu se situace mění. Senzor 3, který leží na povrchu, zaznamenává prudký nárůst intenzity deformace na počátku skutečného pásma deformace, které je výrazně delší než ve středových oblastech vývalku. Tento prudký nárůst intenzity deformace se projeví lokálním maximem na křivce rychlosti deformace, které se blíží  $750 \text{ s}^{-1}$ . Následující lokální maxima a minima jsou důsledkem příliš hrubé sítě na válci (vzdálenost jejich píků, přepočítaná přes rychlost válců, totiž přesně odpovídá velikosti konečných prvků na válcích).

Na **Obr. 92.** je zobrazena situace ve směru osy z. Tady je situace přesně opačná než ve směru x. V předhotovni stolici je tento směr totožný se směrem působení největší hlavní deformace, což se opět projeví lokálním maximem rychlosti deformace na počátku pásma deformace. Zde však rychlost deformace dosahuje hodnot jen asi  $450 \text{ s}^{-1}$ . Stejný je i rozkmit této křivky způsobený hrubou sítí na válcích, ale přesto lze zaregistrovat zvýšení rychlosti deformace na výstupu z pásma deformace až na hodnotu  $140 \text{ s}^{-1}$ . Tyto dva píky ohraničují oblast ztížené deformace při válcování, způsobené vnitřními třecími silami.



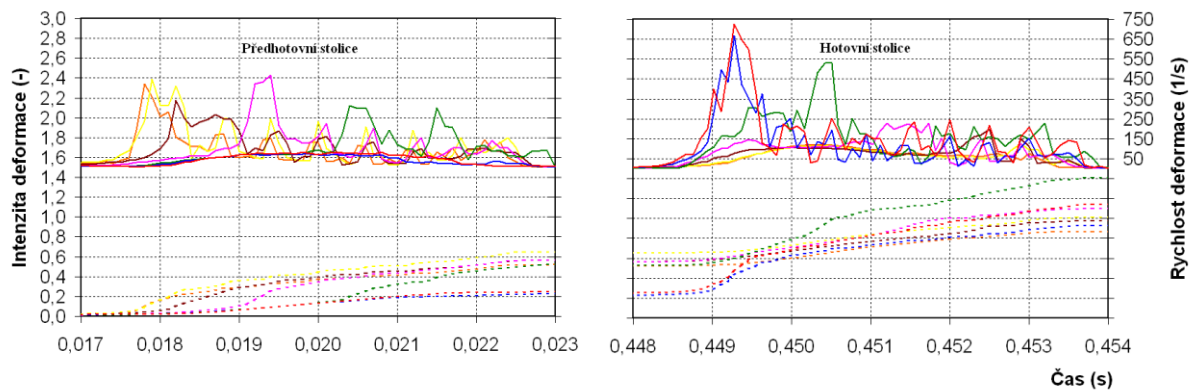
**Obr. 92.** Průběh intenzity deformace a deformační rychlosti dle senzorů ve směru [001]

Na **Obr. 93.** je zobrazena situace ve směru (1 0 1). V tomto směru můžeme zaznamenat velmi homogenní průběh intenzity deformace od středu k povrchu. Na konci válcování není rozdíl mezi povrchem a středem větší než  $\Delta Se = 0,15$ .



**Obr. 93.** Průběh intenzity deformace a deformační rychlosti dle senzorů ve směru [101]

Na **Obr. 94.** je zobrazena situace na povrchu provalku. Zde můžeme pro každou stolici jednoznačně odlišit body, které přišly do styku s válcem od těch, které ležely na volném povrchu. Všechny body na povrchu provalku, které přišly do kontaktu s válcem, vykazují výrazné maximum hodnoty rychlosti deformace, které se pohybuje od 400 do 750  $s^{-1}$ .



**Obr. 94.** Průběh intenzity deformace a deformační rychlosti dle senzorů na povrchu

Dle rovnice (58), která je dle [71] připisována Ekelundovi, je hodnota rychlosti deformace pro předhotovni stolici pro uvažované podmínky deformace rovna hodnotě  $99 \text{ s}^{-1}$  a pro hotovni stolici pak  $105 \text{ s}^{-1}$ , kdy  $v_v$  je válcovací rychlost,  $h_0$  a  $h_1$  jsou původní výška provoalku a výška provoalku po deformaci,  $\Delta h$  je jejich rozdíl a  $R$  je poloměr válců. Autor [71] uvádějí další rovnici pro výpočet deformačních rychlostí připisovanou Trinksovi a rovnici s uvažováním šíření kovu, kdy vypočítané hodnoty rychlosti deformace pro uvažované podmínky deformace se pohybují v intervalu  $70\text{--}80 \text{ s}^{-1}$ .

$$\dot{\epsilon} = \frac{2 \cdot v_v \cdot \sqrt{\Delta h \cdot R}}{R \cdot (h_0 + h_1)} = \frac{2 \cdot 8,23 \cdot \sqrt{(0,025 - 0,0159) \cdot 0,150}}{0,150 \cdot (0,025 + 0,0159)} = 99 \text{ s}^{-1} \quad (58)$$

Pro potřeby plastometrické simulace bude na základě výsledků počítačové simulace softwarem FORGE uvažována jako vyjádření „střední“ hodnoty rychlosti deformace hodnota  $80 \text{ s}^{-1}$  pro simulaci tváření  $\phi 20 \text{ mm}$ .

### 5.5.3 Diskuze výsledků dosažených počítačovou simulací

Cílem této simulace bylo stanovit reprezentativní průměrné hodnoty sledovaných termomechanických veličin pro potřeby např. plastometrických testů.

Z parametrů simulovaného procesu, specifikovaných v úvodu kapitoly 5.5, je možné usuzovat na základě teorie, uvedené v kapitole 3.2, že v průběhu válcování na KJT s využitím chlazení provoalku ve WB1 a WB2 bude v provoalku docházet k působení všech uzdravovacích procesů typických pro válcování za tepla, tj. zotavení, SRX, DRX a MDRX.

Během válcování v přípravném, středním a hotovním pořadí, za předpokladu teplot ohřevu sochoru přesahujících  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , hraje dominantní roli SRX. Poklesy teplot povrchu provoalku nemají zásadní vliv na velikost rekrystalizovaného zrna. Je to dáno jednak malou hloubkou ochlazené vrstvy, vysokou teplotou středové části provoalku a tím rychlé eliminaci gradientu teplot a dále pak dostatečně dlouhými prodlevami mezi úběry.

Teplota provoalku vycházejícího z hotovního pořadí a vstupujícího do WB1 je dle výsledků uvedených v kapitole 5.1 po průřezu rovnoměrná, s rozdílem teplot max.  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  mezi povrchem a středem. Teplota přesahuje  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ . Předpokládá se struktura po průřezu uzdravená působením SRX.

Ochlazením provoalku ve WB1 dojde ke značnému rozdílu teplot po průřezu provoalku. Růst zrna je nerovnoměrný, závislý na aktuální teplotě v konkrétním místě na řezu provoalku. Stejně tak je závislý výskyt a průběh případné precipitace karbonitridů. Při maximálním využití výkonu chlazení je předpoklad výskytu martenzitické fáze v povrchové vrstvě při vhodném chemickém složení oceli.

Kumulaci deformace je možno předpokládat až v hotovni dvoustolici ASC při válcování menších finálních průměrů, tj. při vyšších válcovacích rychlostech a tím i nižších prodlevách mezi úběry. Výskyt DRX, resp. MDRX, je nutné předpokládat během a po tváření ve stolicích ASC. Průběh DRX a MDRX je opět závislý na pozici na příčném řezu provoalku, resp. finálního vývalku. Je to dáno značnými rozdíly v rychlostech deformace a rozdílnými teplotami v provoalku. Na velikosti gradientu teploty se podílí, kromě ochlazování provoalku před vstupem do ASC, i vývin teploty vlivem deformačního tepla a ochlazování povrchu kontaktem s válci.

Velké rozdíly ve sledovaných parametrech mohou vést k rozdílným průběhům uzdravovacích procesů během a po tváření v ASC stolicích. Pokud budeme z tohoto úhlu pohledu analyzovat konkrétně simulovaný případ, může nastat statická rekrystalizace mezi průchody? Dle rovnice (18) a hodnot příslušných konstant dle [38], uvedených v **Tabulce 7**,

pokud budeme uvažovat teplotu 850 °C, intenzitu deformace 0,65, počáteční velikost zrna 30 μm, rychlost deformace 140 s<sup>-1</sup>, pak pro simulovanou ocel vychází čas pro uzdravení poloviny struktury statickou rekrytalizací cca 42 s. Prodleva mezi úběry na ASC stolici je však pouze 0,425 s. Statická rekrytalizace tak přichází v úvahu až při teplotách nad 1000 °C.

Je tedy zřejmé, že jediným mechanismem pro požadované zjemnění zrna zůstává DRX. Kritická hodnota deformace pro iniciaci DRX se podle rovnice (1), s konkrétními hodnotami konstant dle [26], uvedených v **Tabulce 2**, dosahuje hodnot 0,7-0,8. Nižší hodnota odpovídá středu provalku, vyšší pak povrchovým oblastem. Důvodem vyšších hodnoty kritické deformace na povrchu je nižší teplota a vyšší rychlost deformace. Je tedy zřejmé, že v prvním úběru nedojde k DRX. K vyvolání DRX by bylo potřeba např. zvýšit teplotu na cca 910 °C, i tak by ovšem DRX nemohla nastat v celém objemu a je tedy vlastně v prvním úběru nežádoucí. Díky nakumulované deformaci pak nastane DRX ve druhém úběru. V oblastech minima intenzity deformace, viz **Obr. 82.**, je však kritická deformace překročena jen velmi těsně, a v případě snížení teploty o cca 30 °C, nebo při zvýšení počáteční velikosti austenitického zrna z 30 na 70 μm již DRX v těchto oblastech nenastane.

## 6. PLASTOMETRICKÉ EXPERIMENTY

V rámci průzkumu vlivu snížených teplot oproti konvenčnímu válcování na výsledné vlastnosti tvářeného materiálu byla provedena plastometrické experimenty na tlakovém plastometru GLEEBLE a na torzním plastometru SETARAM.

Sada zkoušek na plastometru SETARAM sleduje základní výzkum deformačního chování zkoumaného materiálu.

Simulace na plastometru GLEEBLE má za cíl získat přehled o vývoji struktury zkoumaných ocelí v reakci na variantní podmínky tváření, kdy parametry procesu plastometrické simulace by měly korespondovat s podmínkami dosažitelnými na kontijemné válcovně. Jedná se tedy o možnost simulovat reálný válcovací proces kontijemné trati v laboratorních podmínkách. Cenová náročnost prozkoušení širokého spektra podmínek tváření na plastometru je řádově nižší, než zkoušky přímo v provozních podmínkách. Výhodou simulace na plastometru je skutečnost, že mohou být použity mezní podmínky, např. extrémně nízká teplota, bez rizika poškození zařízení válcovny.

Pozornost byla zaměřena na vybrané oceli mikrolegované vanadem. Jedná se o jakosti běžně vyráběné v Třineckých železárnách, a.s. Jejich obecné použití je pro zápusťkové kování dílů pro automobilový průmysl. Tyto výkovky jsou často tepelně zpracovávány kalením a popouštěním. Existuje předpoklad, že zvýšením mechanických hodnot materiálu v tyčích, resp. změnou mikrostruktury, užitím řízeného válcování nabídneme potenciálnímu zákazníkovi větší variabilitu použití oproti materiálu válcovanému konvenčním způsobem. Zvýšený obsah síry je dán požadavkem na lepší obrobitelnost výkovku třískovým obráběním.

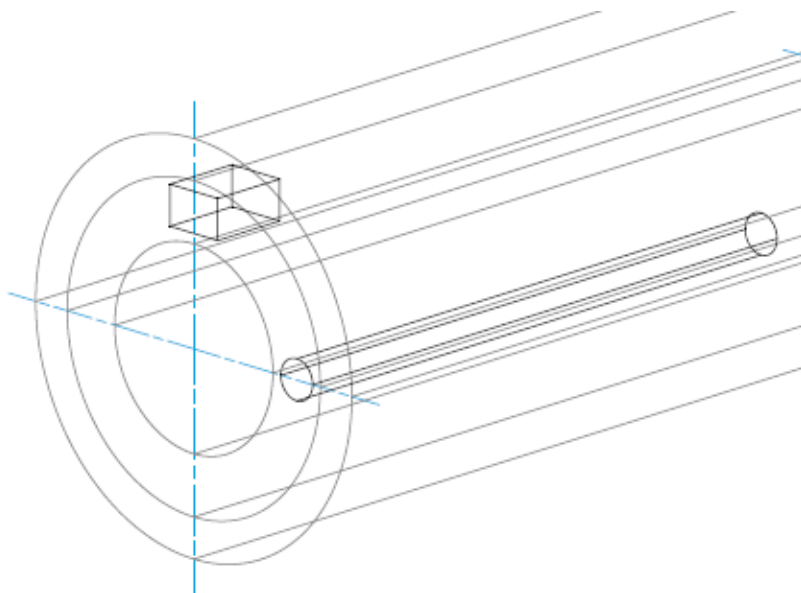
### 6.1 Zkušební vzorky pro plastometrické experimenty

Vzorky pro plastometrické pokusy na SETARAMu a GLEEBLE byly připraveny frézováním, a následně v případě SETARAMu soustružením, z většího polotovaru.

Vzorky byly odebrány z provalku kruhového průřezu o průměru 100 mm odstřiženého za termovalníkem. Vstupem pro provalky, z nichž byly odebírány vzorky, byly ve všech případech válcované sochory kvadrátu 150 mm, vyrobené válcováním kontislitků 300 x 350 mm nebo ø 410 mm. Válcovaný sochor volně chladnul na vzduchu. Následně byl z pokojové teploty ohřát na teplotu cca 1130-1150 °C a válcován na kontijemné trati na čtyřstolicovém hrubém přípravném pořadí SIMAC do kruhového provalku ø 100 mm. Provalek postupoval izolovaným termovalníkem k nůžkám cca 40 s. Na nůžkách byl odstřižen



přední konec provalku o délce min. 700 mm, který byl šrotován. Toto bylo provedeno pro eliminaci vlivu nerovnoměrné deformace a nižších teplot na čele provalku. Následně došlo k odběru polotovaru pro výrobu vzorků. Byla odstraněna povrchová vrstva o tloušťce 10 mm a střed o  $\varnothing$  50 mm. Ze vzniklé „trubky“ s tloušťkou stěny 15mm byly následně frézovány polotovary pro výrobu zkušebních vzorků pro plastometr SETARAM, resp. GLEEBLE. Schéma pozice pro odběr vzorků z provalku  $\varnothing$  100 mm je zobrazen na **Obr. 95**.



**Obr. 95.** Schéma odběru vzorků pro plastometrický test z polotovaru  $\varnothing$  100 mm

Válcovaný sochor eliminuje vliv plynulého odlévání na anizotropii strukturních a mechanických vlastností materiálu po podélném či příčném řezu, které by se mohly vyskytnout i ve zkušebním vzorku a zásadně ovlivnit výsledek plastometrického testu. Uvedený způsob přípravy zkušebních vzorků garantuje, že všechny vzorky jsou z pohledu materiálových vlastností identické.

## 6.2 Základní výzkum deformačního chování materiálu oceli značky 38MnVS6 provedený na plastometru SETARAM

Cílem experimentů na plastometru SETARAM bylo provedení a vyhodnocení základních plastometrických programů pro ocel mikrolegovanou vanadem pro získání informací o deformačním chování této skupiny ocelí. Byla zvolena jakost oceli 38MnVS6. U zkoumané značky oceli byly provedeny komplexní studia přerušované a spojitě deformace [49]. Pro zadání experimentů byly brány v úvahu podmínky tváření dosažitelné na kontijemné trati. Chemické složení vzorků zkoumané jakosti je uvedeno v **Tabulce 11**. Základní mechanické vlastnosti zkoumané značky za studena jsou uvedeny v **Tabulce 12**.

**Tabulka 11** Chemické složení vzorků jakosti 38MnVS6

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Nb	Ti	N
0,388	1,39	0,612	0,03	0,01	0,002	0,036	0,114	0,002	0,0005	0,0102

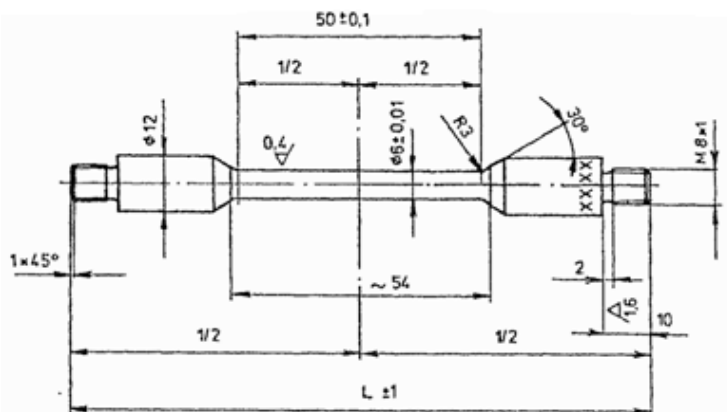
**Tabulka 12** Mechanické vlastnosti zkoumané oceli 38MnVS6

Označení zkušební tyče	Rozměry zkušební tyče	PEVNOST V TAHU	Pevnost v tahu průměr	Smluvní mez kluzu	Tažnost	Tažnost průměr	Kontrakce	Kontrakce průměr
	$d_z$	$R_m$	$R_m$	$R_{p0,2}$	$A_5$	$A_5$	$Z$	$Z$
	[mm]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
1	5,94	910,4	921,7	682,4	14,0	15,9	34,7	41,7
2	5,95	939,3		647,3	17,3		45,3	
3	5,94	915,5		677,9	16,3		45,1	

### 6.2.1 Plastometr SETARAM

Plastometr SETARAM-MMV, společnosti Metalurgický a materiálový výzkum, s.r.o., je počítačově řízený, univerzální torzní plastometr, na kterém lze v rozsahu teplot od 600 °C do 1450 °C realizovat namáhání čistou torzí (kroucením), torzí s přídavným tahem a také čistým tahem. Tímto lze docílit široké škály stavů napjatosti, ve své podstatě umožňující zobecnění výsledků zkoušení plasticity za tepla, např. ve formě tzv. Kolmogorova diagramu [72, 73]. Klasický program představuje soubor přerušovaných zkoušek krutem prováděných za účelem experimentální analýzy vlivu termomechanických a metalurgických činitelů, zejména teploty, velikosti a rychlosti deformace na přirozené deformační odpory (PDO), resp. tvařitelnost zkoumaných materiálů a matematických popisů kinetiky dynamické rekrytalizace [72].

Toto zařízení umožňuje provádět dva základní druhy experimentů. Prvním z nich je jednoduchá kontinuální zkouška. Slouží k získání základních informací o zkoušeném materiálu, tj. deformačního chování (tvařitelnosti) a průzkumu deformačních odporů. U této zkoušky je možno volit možnost mezi kroucením až do úplného vyčerpání tvařitelnosti, tzn. do lomu, nebo zkoušku zastavit v předem stanoveném počtu zkrutů. Druhým typem experimentu je tzv. zkouška přerušovaná. Ta se skládá z postupně za sebou jdoucích úběrů, v nichž u každého z nich je možno měnit jednotlivé parametry, tj. teplota, rychlost kroucení, doba kroucení a čas mezi jednotlivými úběry. Tyto parametry se mohou měnit v průběhu zkoušení libovolně dle zadání a technických možností zařízení. Plastometr SETARAM má možnost měnit rychlost kroucení v rozsahu 1 až 2100 ot.min<sup>-1</sup>. Zkoušky, ať už se jedná o kontinuální či přerušovanou, se mohou po ukončení experimentu nechat buďto volně vychladit na vzduchu, či zakalit vodou pro následné metalografické zhodnocení [73,74]. Zkušební tyč používaná pro plastometrické experimenty je vyobrazena na **Obr. 96**. Dřík zkušební tyče má variantně délku 50 nebo 10 mm a  $\phi$  6 mm. Torzní plastometr SETARAM snímá a zaznamenává teplotu deformovaného materiálu, rychlost a dobu kroucení, kroučící moment a axiální sílu.



**Obr. 96.** Zkušební tyč pro krutovou zkoušku – rozměr 6x50 mm



## 6.2.2 Experimentální metodika vyhodnocování krutových zkoušek z plastometru SETARAM

Výsledky krutových zkoušek jsou vyhodnocovány pomocí speciálního programu SIGMACON, který poskytuje všechny důležité informace o plastometrickém testu [74].

Střední intenzita deformace  $\bar{S}e_i$  se počítá pro reprezentativní poloměr zkušební vzorku  $\bar{R}$  podle rovnice (59),

$$\bar{S}e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \arg \sinh \frac{\pi \cdot \bar{R} \cdot N_i}{L} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \arg \sinh \frac{2 \cdot \pi \cdot R \cdot N_i}{3 \cdot L} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \arg \sinh \frac{\pi \cdot D \cdot N_i}{3 \cdot L} \quad (59)$$

kde  $R$  je poloměr pracovní části zkušební tyče,  $D$  je jeho průměr a  $L$  je délka zkušební tyče,  $N_i$  je počet otáček. Reprezentativní poloměr  $\bar{R}$  je roven dvěma třetinám skutečného poloměru pracovní části tyče.

Mezní tvařitelnost  $Se_f$ , resp. jiné charakteristické stavy při spojitém kroucení jako ustálený tok  $Se_{ss}$  a napěťový pík  $Se_p$ , někdy také  $Se_c$ , se získají tím, že za  $N_i$  dosadíme odpovídající počet zkrutů při dosažení daného stavu deformačního chování [74].

Rychlost deformace je obecně definována první derivací velikosti deformace podle času. Vhodnější bývá vyjádření střední intenzity deformační rychlosti podle rovnice (60), jako podíl skutečně dosažené intenzity deformace  $\Delta Se_i$  v reprezentativním poloměru, vypočítané dle rovnice (59), a odpovídajícího časového úseku k jejímu uskutečnění  $\Delta t_i$  [74, 75].

$$\bar{S}\dot{e} = \frac{\Delta \bar{S}e_i}{\Delta t_i} = \frac{2 \cdot o}{60 \cdot \sqrt{3} \cdot N} \cdot \arg \sinh \frac{\pi \cdot D \cdot N_i}{3 \cdot L} \quad (60)$$

kde  $o$  je rychlost kroucení v otáčkách za minutu a  $N$  je počet otáček. Z rovnice (60) je zřejmé, že rychlost deformace není v průběhu krutové zkoušky konstantní.

Pro potřebu definování parametrů deformace zkušební vzorku je používána tzv. smyková rychlost deformace na povrchu vzorku  $\dot{\gamma}_R$ , která se počítá dle vztahu (61).

$$\dot{\gamma}_R = \frac{2 \cdot \pi \cdot R \cdot o}{60 \cdot L} \quad (61)$$

Obecně je užíváno zjednodušení, kdy rychlost deformace udávána jako podíl smykové rychlosti deformace a druhé odmocniny tří, viz rovnice (62).

$$\dot{e} = \frac{\dot{\gamma}_R}{\sqrt{3}} \quad (62)$$

Okamžité hodnoty přirozených deformačních odporů (PDO), resp.  $\sigma_i$ , se určují ze vztahu (63), zahrnujícího nejen krouticí moment  $M$ , ale i axiální sílu  $F$ , která se při kroucení s pevným uložením čelistí rovněž zaznamenává.

$$\sigma_i = PDO = \sqrt{\left( \frac{\sqrt{3} \cdot M}{2 \cdot \pi \cdot R^3} \right)^2 \cdot (3 + p + m) + \left( \frac{F}{\pi \cdot R^2} \right)^2} \quad (63)$$

kde  $p$  a  $m$  jsou koeficienty stupně a rychlosti deformace, určované dle vztahů (64) a (65) [75].

$$p = \frac{N}{M} \cdot \frac{\partial M}{\partial N} = \frac{\partial \ln(M)}{\partial \ln(N)} \quad (64)$$

$$m = \frac{\dot{N}}{M} \cdot \frac{\partial M}{\partial \dot{N}} = \frac{\partial \ln(M)}{\partial \ln(\dot{N})} \quad (65)$$

$$\text{kde} \quad \dot{N} = \frac{o}{60} \quad (66)$$

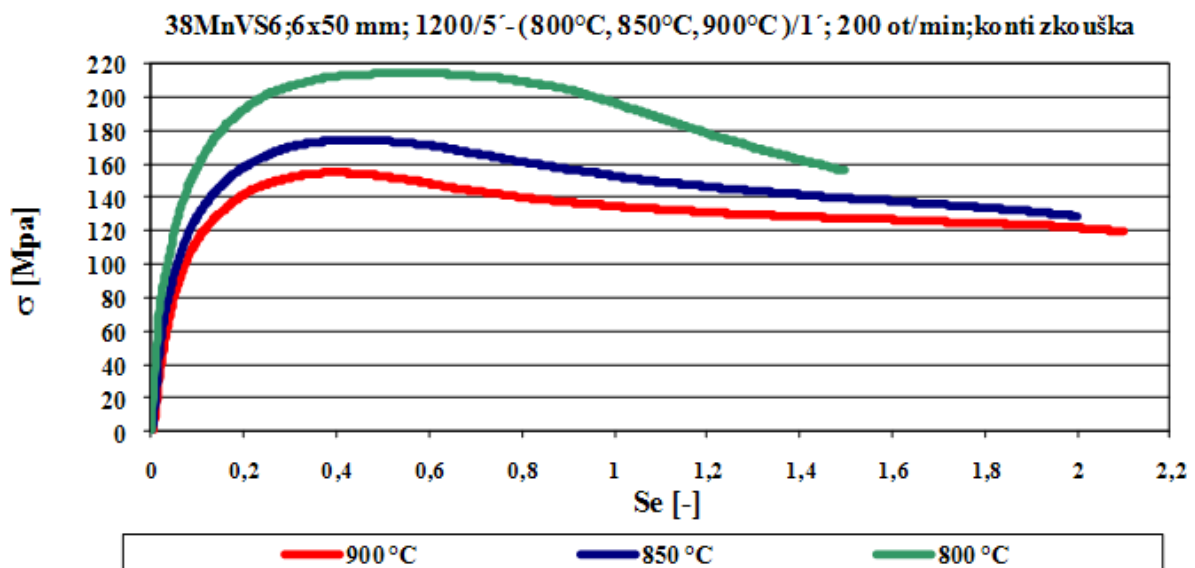
Integrací závislosti okamžitých hodnot  $\sigma_i$  určených dle vztahu (63) na odpovídající intenzitě deformace počítané dle (59) ve zvolených mezích se pak získají hodnoty středních deformačních odporů (SPDO), resp.  $\sigma_s$ , dle vztahu (67) [74].

$$\sigma_s = SPDO = \frac{1}{N} \cdot \int_0^N \sigma(N) dN \approx \frac{1}{e_1} \cdot \int_0^{e_1} \sigma(e) de \quad (67)$$

Přitom obecně není nutno provádět integraci od 0 do určité hodnoty deformace  $e_1$ , ale i v dílčích intervalech deformace, což se používá při vyhodnocování různých režimů přerušovaných deformací, např. anizotermických přerušovaných zkoušek, simulací tvářecích procesů, studiu kinetiky odpevňování za tepla při mezipauzách, apod. [74].

### 6.2.3 Spojitá krutová zkouška do lomu

Pro teploty 900 °C, 850 °C a 800 °C byly provedeny kontinuální krutové zkoušky do lomu. Parametry deformace byly 200 ot.s<sup>-1</sup> s dosaženou skutečnou deformací od 1,5 do 2,1 podle teploty. Vzorky byly ohřáty na teplotu 1100°C s 5-ti minutovou výdrží na teplotě. Následoval pokles na teplotu deformace. Po lomu následovalo zakalení. Rozměr dřívku vzorku byl 6 x 50 mm. Smyková rychlost deformace byla dle vztahu (61) rovna 1,26 s<sup>-1</sup>. Výsledkem jsou závislosti napětí na intenzitě deformace pro definované teploty zkoušení, viz **Obr. 97**. [76].



**Obr. 97.** Průběh spojitě krutové zkoušky do lomu pro 38MnVS6

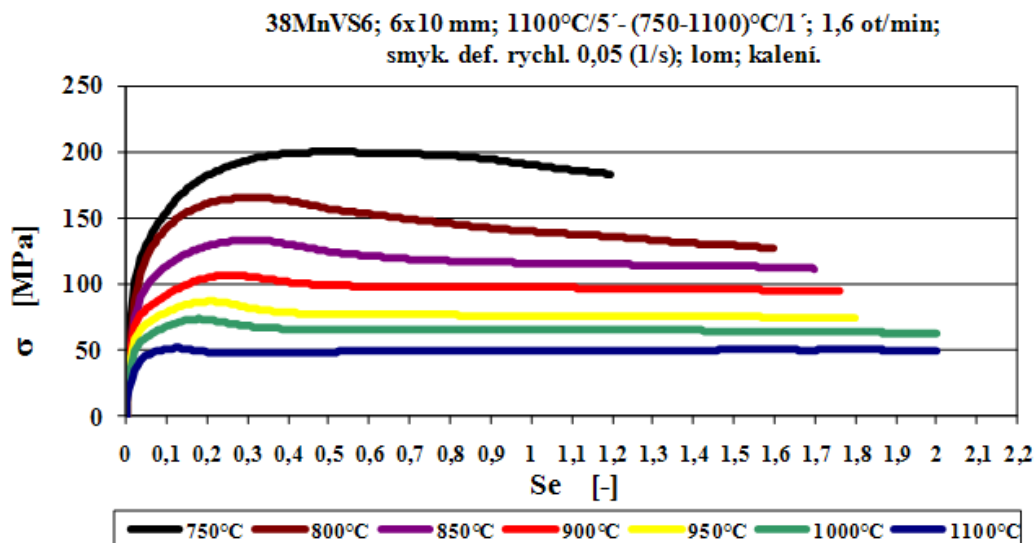
Z Obr. 97. je zřejmý silný účinek teploty na posun hodnoty píkového napětí a intenzity deformace do píku. Závislosti jsou v souladu s podklady uvedenými v kapitole 3.2.2. Tento závěr dává předpoklady k uplatnění řízeného tváření. Je však zřejmé, že se snižující se teplotou se snižuje také tvařitelnost a deformační odpory rychle narůstají [49].

Dále byla provedena ucelená druhá řada krutových zkoušek do lomu pro čtyři rychlosti kroucení 1,6; 16; 160 a 1600 ot.min<sup>-1</sup> a definované teploty deformace. Vzorky byly ohřáty na teplotu 1100 °C a následovala výdrž 5 min. Poté byly vzorky ochlazeny na teplotu deformace. Rozměr deformované části vzorku byl 6 x 10 mm pro uvedené rychlosti kroucení a 6 x 50 mm pro rychlost kroucení 160 ot.min<sup>-1</sup>. Zvolené rychlosti kroucení ve vazbě na rozměry zkušebních vzorků odpovídají smykovým rychlostem deformace  $\dot{\gamma}_R$  0,05; 1; 0,5; 5 a 50 s<sup>-1</sup>. Po lomu byly vzorky zakaleny. Parametry deformace, tj. smyková rychlost deformace  $\dot{\gamma}_R$ , rychlost kroucení, teplota deformace  $T_d$ , a dále hodnoty píkové deformace  $\sigma_p$ , intenzity deformace v píku  $Se_p$ , hodnota ustáleného napětí  $\sigma_{ss}$ , počtu otáček do lomu  $N_f$  a příslušná hodnota intenzity deformace v lomu jsou uvedeny v **Tabulce 13**. Hodnoty napětí  $\sigma$  jsou počítány se zahrnutím parametrů  $p$  a  $m$ , viz rovnice (63). V **Tabulce 13** jsou uvedeny hodnoty tzv. píkové rychlosti deformace  $\dot{S}_p$ , tj. hodnota rychlosti deformace počítaná dle vztahu (60) při dosažení píkového napětí  $\sigma_p$ . Vzhledem k tomu, že rychlost deformace, resp. intenzita rychlosti deformace, v průběhu krutové zkoušky klesá v souladu s tvarem rovnice (60), není ani hodnota  $\dot{S}_p$  pro jednotlivé smykové rychlosti deformace  $\dot{\gamma}_R$  konstantní.

**Tabulka 13** Výsledky ucelené řady spojitých zkoušek do lomu pro  $\dot{\gamma}_R$  0,05; 1; 0,5; 5 a 50 s<sup>-1</sup>

$\dot{\gamma}_R$ (s <sup>-1</sup> )	Rychlost kroucení (ot/min)	$T_d$ (°C)	$\sigma_p$ (Mpa)	$Se_p$ (-)	$Se'_p$ (s <sup>-1</sup> )	$\sigma_{ss}$ (Mpa)	$N_f$ (počet)	$Se_f$ (-)
0,05	1,6	750	200,0	0,51	0,03	x	2,83	1,55
0,05	1,6	800	165,4	0,31	0,03	x	4,01	1,90
0,05	1,6	850	133,5	0,30	0,03	110	5,40	2,23
0,05	1,6	900	106,8	0,26	0,03	94	6,63	2,46
0,05	1,6	950	87,0	0,21	0,03	75	7,14	2,54
0,05	1,6	1000	73,6	0,18	0,03	63	7,16	2,58
0,05	1,6	1100	51,7	0,13	0,03	50	9,76	2,90
0,5	16	750	232,1	0,49	0,19	x	4,50	2,03
0,5	16	800	193,1	0,43	0,20	161	7,63	2,62
0,5	16	850	170,1	0,41	0,20	141	8,18	2,70
0,5	16	900	139,8	0,34	0,20	115	8,22	2,74
0,5	16	950	110,2	0,29	0,20	94	8,64	2,76
0,5	16	1000	96,1	0,25	0,20	83	12,07	3,14
0,5	16	1100	66,7	0,19	0,20	59	14,61	3,35
1	160	750	245,1	0,40	0,38	x	16,27	1,68
1	160	800	216,1	0,35	0,39	x	25,01	2,15
1	160	850	189,9	0,33	0,39	x	26,71	2,22
1	160	900	157,7	0,27	0,39	130	28,65	2,30
1	160	950	134,8	0,23	0,39	112	31,28	2,40
1	160	1000	115,1	0,21	0,40	100	34,36	2,50
1	160	1100	83,7	0,16	0,40	71	44,85	2,80
5	160	750	248,7	0,41	1,96	x	6,25	2,38
5	160	800	243,6	0,49	1,93	x	7,78	2,64
5	160	850	213,2	0,42	1,97	x	7,85	2,78
5	160	900	172,5	0,38	1,97	x	11,17	3,05
5	160	950	152,5	0,34	1,98	x	14,81	3,23
5	160	1000	138,9	0,34	1,96	x	15,02	3,54
5	160	1100	100,9	0,34	2,04	86	20,26	3,73
50	1600	750	353,9	1,17	16,90	x	6,35	2,41
50	1600	800	284,2	1,30	16,10	x	8,39	2,73
50	1600	850	265,0	1,18	16,80	x	10,45	2,97
50	1600	900	229,0	1,20	16,70	x	10,59	3,01
50	1600	950	205,2	1,15	16,90	x	11,78	3,11
50	1600	1000	169,9	1,03	17,40	x	16,77	3,52
50	1600	1100	135,0	1,15	17,90	x	18,91	3,66

Výsledky spojitých krutových zkoušek v grafické závislosti napětí na intenzitě deformace pro smykovou rychlost deformace rovnou  $0,05 \text{ s}^{-1}$  a zadané teploty deformace jsou zobrazeny na **Obr. 98**. Výsledky spojitých krutových zkoušek v grafické závislosti napětí na intenzitě deformace pro smykové rychlosti deformace  $\dot{\gamma}_R$  0,5; 1; 5 a  $50 \text{ s}^{-1}$  jsou uvedeny v **Příloze 5**.

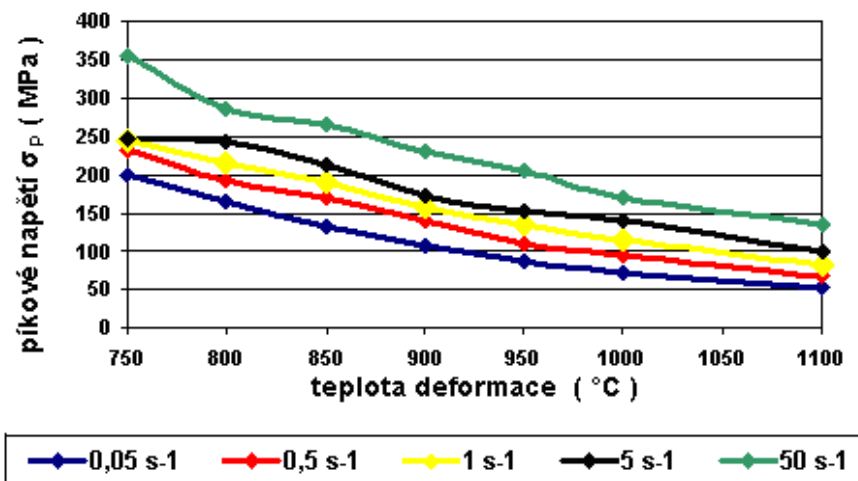


**Obr. 98.** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky do lomu pro  $\dot{\gamma}_R = 0,05 \text{ s}^{-1}$

Ze získaných grafických závislostí můžeme vyvodit následující závěry. V případě aplikovaných rychlostí smykové deformace se při definovaných teplotách deformace vyskytují dva druhy křivek. První z nich je křivka typická pro průběh dynamické rekrystalizace včetně dosažení rovnovážného stavu charakterizovaného ustáleným napětím  $\sigma_{ss}$ . Pokud se na křivce objeví rovnovážný stav, je hodnota  $\sigma_{ss}$  uvedena v **Tabulce 13**. Vzorovým případem pro křivku charakteristickou pro průběh dynamické rekrystalizace jsou na **Obr. 98** závislosti napětí-deformace pro teploty 900-1100 °C.

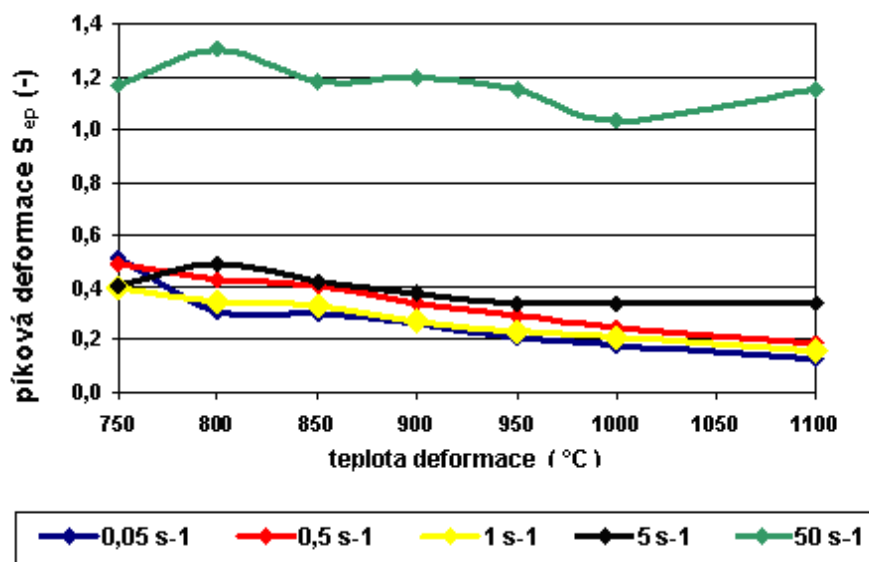
Druhý typ křivek odpovídá opět projevu dynamické rekrystalizace, ale bez dosažení ustáleného stavu charakterizovaného  $\sigma_{ss}$ . Napětí v závislosti na rostoucí deformaci roste v průběhu zkoušky. Po dosažení píku začíná klesat, kdy klesání trvá až do lomu. Rychlost klesání od píku se zpomaluje, tzn. je aktivován a probíhá proces uzdravení struktury. Ustálený napěťový stav nenastane pravděpodobně z toho důvodu, že se na vzorku lokálně projeví tzv. překroucení. Tento jev je možné nepravidelně pozorovat při zkoušce krutem, kdy v určité fázi zkoušky dojde ke „kumulaci“ sil na jednom místě zkušební části vzorku, které vyústí ve změnu jeho průměru. Tato změna průměru pak ovlivní další průběh zkoušky včetně naměřených hodnot. V **Tabulce 13** je u takovéto zkoušky symbol x ve sloupci  $\sigma_{ss}$ . Na **Obr. 98** je vzorovým případem pro křivku bez dosažení  $\sigma_{ss}$  závislost napětí-deformace pro teplotu 800 °C.

Výsledky druhé řady zkoušek potvrdily obecné předpoklady o vlivu zvyšující se rychlosti deformace na nárůst hodnoty píkové deformace uvedené v kapitole 3.2.2. Závislosti hodnot napětí do píku  $\sigma_p$  na teplotě deformace pro definované smykové rychlosti deformace jsou zobrazeny na **Obr. 99**. Pro zkoumané smykové rychlosti deformace v daném intervalu teplot lze konstatovat, že hodnoty píkového napětí  $\sigma_p$  pro danou smykovou rychlost deformace  $\dot{\gamma}_R$  klesají s rostoucí teplotou lineárně. Odchyly od tohoto tvrzení jsou patrné pro  $\dot{\gamma}_R$  5 a  $50 \text{ s}^{-1}$  při teplotě deformace 750 °C. Nebyly však prováděny opakované zkoušky pro vyloučení vlivu možných chyb, které mohou být způsobeny dynamickým namáháním zkušebního stroje, které je největší právě při nízkých teplotách a vysokých rychlostech deformace.



**Obr. 99.** Závislosti hodnot napětí do píku  $\sigma_p$  na teplotě deformace pro definované smykové rychlosti deformace  $\dot{\gamma}_R$

Závislosti hodnot píkove intenzity deformace  $Se_p$  na teplotě deformace pro definované smykové rychlosti deformace jsou zobrazeny na **Obr. 100**. Z grafické závislosti je možné vyvodit obecné konstatování, že hodnota píkove intenzity deformace  $Se_p$  roste s rostoucí rychlostí deformace. Potvrzuje se tak informace uvedená v kapitole 3.2.2. Výjimka pro smykovou rychlost deformace  $1 \text{ s}^{-1}$  může být dána mírně odlišnými parametry deformace zapříčiněnými jiným rozměrem dráhy vzorku a to  $6 \times 50 \text{ mm}$  oproti  $6 \times 10 \text{ mm}$  použitým v ostatních případech. Ze schématu na **Obr. 100**, se zcela vymyká křivka pro rychlost smykové deformace  $50 \text{ s}^{-1}$ , kdy hodnoty píkove intenzity deformace jsou o řád vyšší než u ostatních použitých smykových deformačních rychlostí.

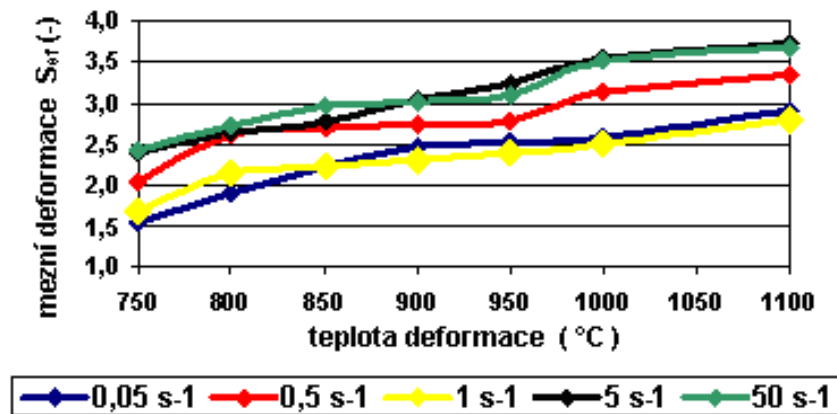


**Obr. 100.** Závislost hodnot píkove intenzity deformace  $Se_p$  na teplotě deformace pro definované smykové rychlosti deformace  $\dot{\gamma}_R$

Vliv teploty a rychlosti deformace na tvařitelnost, zde vyjádřenou jako maximální dosaženou hodnotu intenzity deformace, nelze ze zobrazených závislostí (**Obr. 98., Příloha 5**) odvozovat, protože křivky jsou z důvodu lepší přehlednosti ukončeny po dosažení ustáleného stavu, resp. stavu, kdy pokles napětí v závislosti na intenzitě deformace nabyde

charakter konstantního poklesu, a nekončí tak poklesem napětí na nulovou hodnotu při lomu. Hodnoty intenzity deformace do lomu  $Se_f$  jsou uvedeny v **Tabulce 13**. Grafická závislost hodnoty deformace do lomu  $Se_f$  na teplotě je zobrazena na **Obr. 101**. Opět lze konstatovat, že byl potvrzen obecný předpoklad, kdy tvařitelnost klesá s klesající teplotou. Zároveň je ale zřejmé, že tvařitelnost roste s rostoucí deformační rychlostí. Opět se výrazněji odlišuje křivka pro smykovou rychlost deformace  $\dot{\gamma}_R = 1 \text{ s}^{-1}$ .

Další závěr vyslovený na základě zobrazených závislostí je jev, kdy v teplotní oblasti pod  $1000^\circ\text{C}$  dojde k výraznějšímu poklesu tvařitelnosti. Patrné je to u křivek pro smykové rychlosti deformace  $0,5$ ;  $5$  a  $50 \text{ s}^{-1}$ . Tento jev by mohl souviset se sníženou tvařitelností sulfidů ve struktuře při teplotách pod  $950^\circ\text{C}$ . Tento jev byl v TŽ, a.s. potvrzen pro automatové oceli se sírou provozními zkouškami. Je však nutno uvést, že křivky pro smykové rychlosti deformace  $0,05$  a  $1 \text{ s}^{-1}$  neodpovídají výše uvedenému závěru, resp. mají trend zcela opačný. Pro jednoznačné potvrzení výše uvedeného tvrzení o snížení tvařitelnosti zkoumané značky oceli zapříčiněných vyšším obsahem sulfidů ve struktuře by bylo nutno provést další detailněji zaměřený plastometrický výzkum.



**Obr. 101.** Závislost mezní intenzity deformace  $Se_f$  na teplotě deformace pro definované smykové rychlosti deformace  $\dot{\gamma}_R$

#### 6.2.3.1 Matematický popis experimentálně naměřených hodnot spojitých zkoušek

Z provedených zkoušek lze provést matematickou specifikaci charakteristik dynamické rekrytalizace pro zkoumanou značku oceli. Jedná se především stanovení hodnoty aktivační energie dynamické rekrytalizace  $Q_{DRX}$  a popis průběhu závislostí napětí, tj. PDO, na intenzitě deformace pro různé teploty a rychlosti deformace. Pro popis křivek napětí-deformace je použita obecná rovnice (68).

$$\sigma = \sigma_p \cdot \left[ \frac{Se}{Se_p} \cdot \exp \left( 1 - \frac{Se}{Se_p} \right) \right]^C \quad (68)$$

Výpočet hodnoty deformace do píku  $Se_p$  v závislosti na deformační rychlosti a teplotě je popsán rovnicí (69). Maximální hodnota napětí, tzv. píkové napětí  $\sigma_p$ , je vyjádřeno ve formě vztahu (71), opět v závislosti na rychlosti deformace a teplotě. Vztah (71) je odvozením z obecné rovnice (70).

$$Se_p = a \cdot \left[ Se_p \cdot \exp \left( \frac{Q_{DRX}}{R.T} \right) \right]^w \quad (69)$$

$$\dot{S}e_p = A \cdot \exp\left(\frac{-Q_{DRX}}{R \cdot T}\right) \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \quad (70)$$

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \cdot \arg \sinh \left[ \frac{1}{A} \cdot \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{Q_{DRX}}{R \cdot T}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad (71)$$

Pro stanovení hodnot konstant a koeficientů pro zkoumanou ocel se používá vícenásobná interaktivní lineární regrese. Je zde využíváno vlastnosti sinus hyperbolické funkce v rovnici (70), která pro vysokou teplotní hladinu a tudíž nízké deformační odpory přechází na tvar (72),

$$\dot{S}e \approx \exp\left(\frac{-Q_{DRX}}{R \cdot T}\right) \cdot \sigma_p^k \quad (72)$$

z něhož se při konstantní teplotě stanoví konstanta  $k$  jako směrnice závislosti v souřadnicích  $\ln \dot{S}e_p - \ln \sigma_p$  [74]. Zdrojová data pro výpočet jsou uvedena v **Tabulce 13**. Konstanta  $k$  byla stanovena pro nejvyšší teplotu zkoušení, tj. 1100°C. Pro zkoumanou ocel byla vypočítána konstanta  $k=6,50044$ . Při nízké teplotní hladině a vysokých deformačních odporech přechází vztah (70) na závislost (73), kdy konstanta  $\beta$  se získá jako směrnice lineární regrese závislosti  $\ln \dot{S}e_p - \sigma_p$  za konstantní teploty. Pro zkoumanou ocel byla vypočítána konstanta  $\beta=0,003876$ . Přestože je možné dle predikce provedené pomocí CCT-offline předpokládat, že při teplotě 750 °C je již ve struktuře přítomna feritická fáze, byly hodnoty příslušející této teplotě zahrnuty do výpočtu.

$$\dot{S}e \approx \exp\left(\frac{-Q_{DRX}}{R \cdot T}\right) \cdot \exp(\beta \cdot \sigma_p) \quad (73)$$

Konstanta  $\alpha$  v rovnici (71) se pak počítá jako podíl konstant  $\beta$  a  $k$ . Po získání koeficientu  $\alpha$  z rovnice (71) byly vyčísleny směrnice lineárních regresních závislostí v souřadnicích  $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)) - 1/T - \ln \dot{S}e$  pro jednotlivé aplikované rychlosti píkových rychlostí deformace. Tyto směrnice jsou po vynásobení univerzální plynovou konstantou rovny hodnotám aktivačních energií dynamické rekystalizace  $Q_{DRX}$  vypočítaných pro jednotlivé aplikované rychlosti deformace. Jejich zprůměrováním byla získána hodnota  $Q_{DRX}$ .

Po dosazení vypočítaných hodnot  $Q_{DRX}$  a  $\alpha$  do rovnice (70) byl získán koeficient  $n$  jako směrnice lineární regrese v souřadnicích  $[\ln \sigma_p + Q_{DRX}/(R \cdot T)] - \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma_p)$  a přirozený logaritmus konstanty  $A$  je roven hodnotě lineární regresní závislosti v  $\ln \sinh(\alpha \cdot \sigma_p) = 0$ .

Lineární regresní analýzou v souřadnicích  $\ln \dot{S}e_p - 1/T$  získáme hodnoty konstant  $a_{1-5}$  a exponentů  $w_{1-5}$  pro vyčíslení rovnice (69) pro jednotlivé aplikované rychlosti deformace na základě úprav postupně odvozených vztahů (74) a (75) vycházejících z rovnice (69).

$$\ln(\dot{S}e_p) = \ln(a) + w \cdot \ln\left(\dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{Q_{DRX}}{R \cdot T}\right)\right) \quad (74)$$

$$\ln(Se_p) = \ln(a) + w \cdot \ln(\dot{S}e_p) + \frac{w \cdot Q_{DRX}}{R} \left( \frac{1}{T} \right) \quad (75)$$

Konstanty  $a_1 - a_5$  pro jednotlivé aplikované rychlosti deformace byly zprůměrovány a tak byla získána konstanta  $a$ , která je použita pro vyčíslení získaných závislostí pro zkoumanou ocel dle rovnice (69). Exponenty  $w_1 - w_5$  byly extrémně závislé na aplikované rychlosti deformace, proto byla, namísto jejich zprůměrování, pomocí software EXCEL vyčíslena exponenciální regresní závislost koeficientu  $w$  na aplikované rychlosti deformace, tj. ve zkoumaném případě na  $\dot{S}e_p$ . Pro zkoumanou ocel platí hodnoty konstant a koeficientů pro rovnice (68)-(71) uvedené v **Tabulce 14**.

**Tabulka 14** Vypočítané hodnoty a závislosti konstant rovnic (68) – (71) pro ocel 38MnVS6

$\alpha$	$Q_{DRX}$	$n$	$A$	$a$	$w$	$c$
0,00596	322 451	6,6104	$7,847 \cdot 10^{13}$	0,0101	$-0,106202 \cdot \exp(0,010884 \cdot \dot{S}e_p)$	0,3

Vyčíslené rovnice (69) pro závislost píkovej intenzity deformace  $Se_p$  na intenzitě píkovej rychlosti deformace  $\dot{S}e_p$  a teplotě v Kelvinech  $T$ , (71) pro závislost píkového napětí  $\sigma_p$  na intenzitě píkovej rychlosti deformace  $\dot{S}e_p$  a teplotě v Kelvinech  $T$  a (68) pro závislost napětí  $\sigma$ , resp. přirozeného deformačního odporu, na intenzitě deformace  $Se$ , teplotě  $T$  a intenzitě píkovej rychlosti deformace  $\dot{S}e_p$  pro zkoumanou ocel 38MnVS6 jsou uvedeny ve tvaru (76), (77) a (78).

$$Se_p = 0,0101 \cdot \left[ \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{322451}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,106202 \exp(0,010884 \cdot \dot{S}e_p)} \quad (76)$$

$$\sigma_p = \frac{1}{0,00596} \cdot \arg \sinh \left[ \frac{1}{7,847 \cdot 10^{13}} \cdot \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{322451}{R \cdot T}\right) \right]^{\frac{1}{6,6104}} \quad (77)$$

$$\sigma = \frac{1}{0,00596} \cdot \arg \sinh \left[ \frac{1}{7,847 \cdot 10^{13}} \cdot \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{322451}{R \cdot T}\right) \right]^{\frac{1}{6,6104}} \cdot \left[ \frac{Se}{0,0101 \cdot \left[ \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{322451}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,106202 \exp(0,010884 \cdot \dot{S}e_p)}} \cdot \exp \left( 1 - \frac{Se}{0,0101 \cdot \left[ \dot{S}e_p \cdot \exp\left(\frac{322451}{R \cdot T}\right) \right]^{-0,106202 \exp(0,010884 \cdot \dot{S}e_p)}} \right) \right]^{0,3} \quad (78)$$



Získané konstanty pro rovnice (68)-(71), resp. vyčíslené rovnice (76)-(78) umožňují extrapolaci plastometricky získávaných hodnot i na jiné parametry deformace u zkoumané značky oceli, než-li byly přímo plastometricky prozkoušeny.

### 6.2.3.2 Porovnání experimentálně naměřených hodnot spojitého zkoušek s výsledky získanými jejich matematickým popisem dle kapitoly 6.2.3.1

V **Tabulce 15** jsou uvedeny naměřené hodnoty píkových napětí  $\sigma_p$  dle aplikovaných teplot  $T$  a intenzity rychlosti deformace do píku  $\dot{S}e_p$ . Zároveň jsou v **Tabulce 15** uvedeny dle rovnice (77) vypočítané hodnoty píkových napětí  $\sigma_p$  dle stejných teplot a intenzit rychlosti deformace do píku.

**Tabulka 15** Naměřené a dle rovnice (77) vypočtené hodnoty  $\sigma_p$

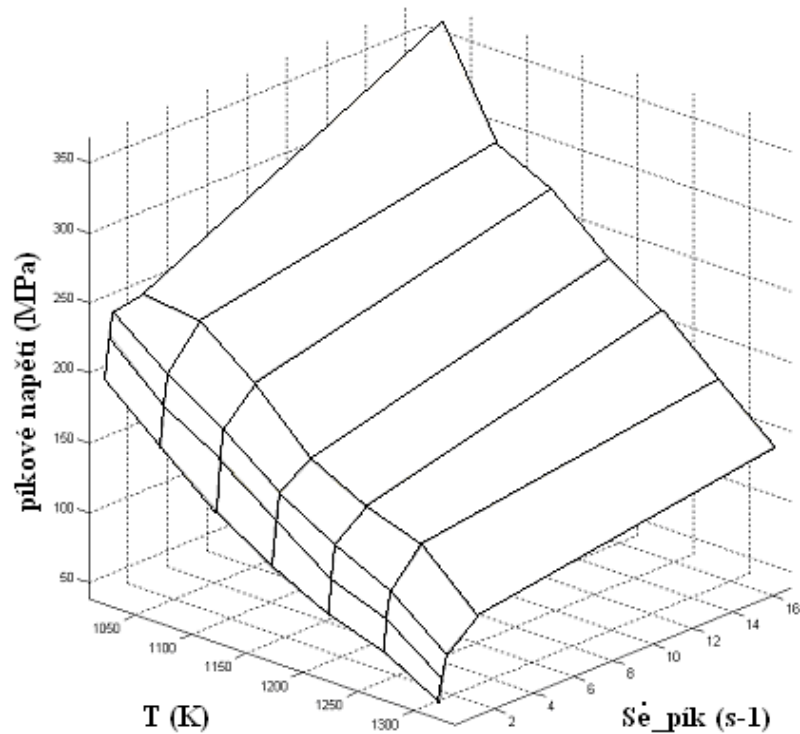
*Naměřené hodnoty  $\sigma_p$*

$\sigma_p$ (MPa)		$\dot{S}e_p$ (s <sup>-1</sup> )				
		0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
T (K)	1023	200	232	245	249	354
	1073	165	193	216	244	284
	1123	133	170	190	213	265
	1173	107	140	158	173	229
	1223	87	110	135	152	205
	1273	74	96	115	139	170
	1373	52	67	84	101	135

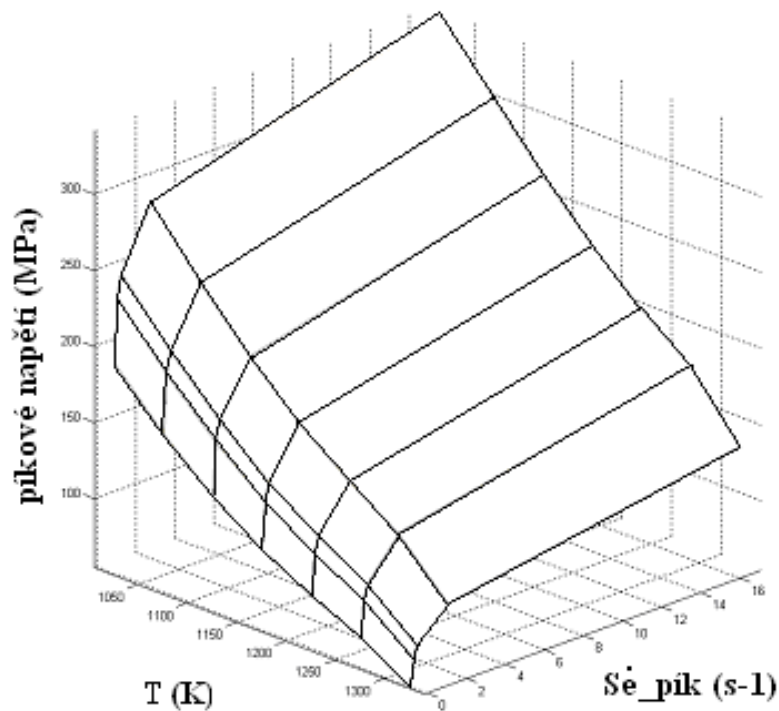
*Vypočtené hodnoty  $\sigma_p$  dle (77)*

$\sigma_p$ (MPa)		$\dot{S}e_p$ (s <sup>-1</sup> )				
		0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
T (K)	1023	193	236	251	289	341
	1073	158	197	212	248	298
	1123	130	165	178	212	260
	1173	107	138	150	181	227
	1223	89	116	127	155	198
	1273	75	98	108	133	172
	1373	54	72	80	100	132

Dle hodnot uvedených v **Tabulce 15** je na **Obr. 102.** sestrojen 3D graf v souřadném systému [ $\dot{S}e_p$ ;  $T$ ;  $\sigma_p$ ] pro naměřené hodnoty a **Obr. 103.** pro vypočtené hodnoty  $\sigma_p$ . Porovnáním naměřených a vypočtených hodnot píkových napětí  $\sigma_p$  je možno konstatovat, že rozdíl naměřených a vypočtených hodnot píkových napětí  $\sigma_p$  je v řádu jednotek MPa, výjimečně v desítkách MPa. Rozdíl více než 10 % byl zjištěn pouze v souřadnicích [1,97; 1023; 289]. Právě v tomto bodě lze na **Obr. 102.** vidět určitou odchylku od běžného vývoje. Pravděpodobně se jedná o nepřesnost zaviněnou dynamickým namáháním zkušebního stroje.



**Obr. 102.** Naměřené hodnoty  $\sigma_p$  dle  $T$  a  $\dot{S}e_p$



**Obr. 103.** Vypočítané hodnoty  $\sigma_p$  dle  $T$  a  $\dot{S}e_p$  dle (77)

V **Tabulce 16** jsou uvedeny naměřené hodnoty intenzity deformace do píku  $Se_p$  dle aplikovaných teplot  $T$  a intenzity rychlosti deformace do píku  $\dot{S}e_p$ . Stejně tak jsou v **Tabulce 16** uvedeny dle rovnice (76) vypočítané hodnoty  $Se_p$  dle stejných teplot a intenzit rychlosti deformace do píku. Příslušný 3D grafem v souřadném systému  $[\dot{S}e_p; T; Se_p]$  pro naměřené hodnoty  $Se_p$  je na **Obr. 104.** a pro vypočítané hodnoty na **Obr. 105.**

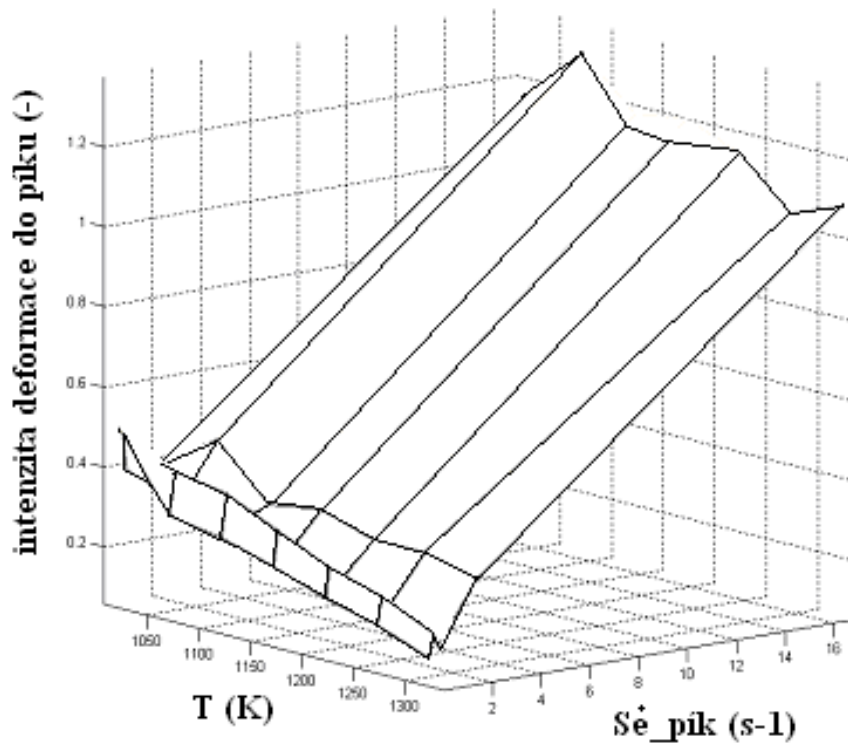
**Tabulka 16** Naměřené a dle rovnice (76) vypočtené hodnoty  $Se_p$

*Naměřené hodnoty  $Se_p$*

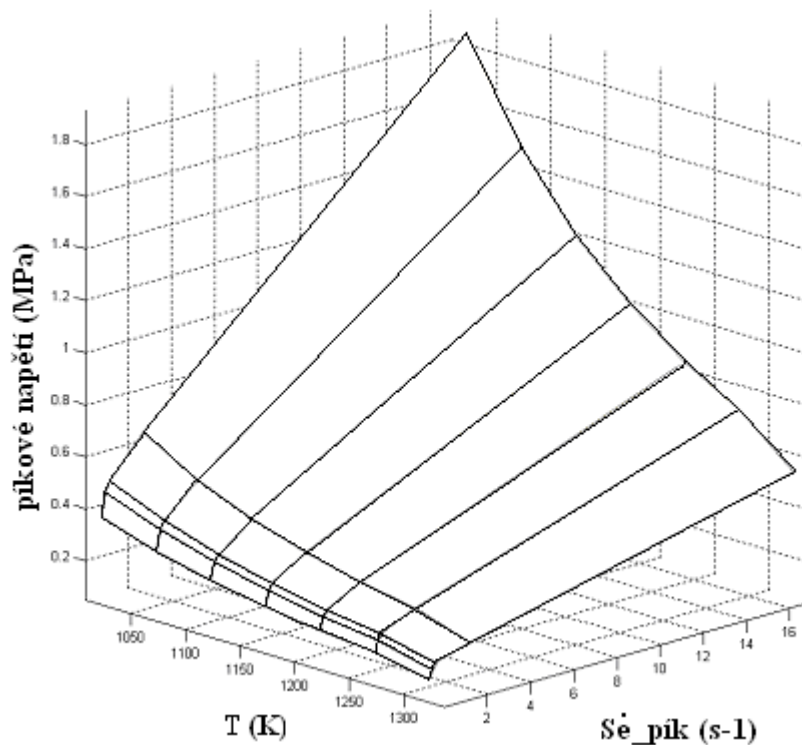
$Se_p$ (-)		$\dot{Se}_p$ (s <sup>-1</sup> )				
		0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
T (K)	1023	0,51	0,49	0,40	0,41	1,17
	1073	0,32	0,43	0,35	0,49	1,30
	1123	0,30	0,41	0,33	0,36	1,18
	1173	0,26	0,35	0,27	0,38	1,20
	1223	0,21	0,29	0,23	0,34	1,15
	1273	0,18	0,25	0,21	0,34	1,03
	1373	0,13	0,19	0,16	0,31	1,08

*Vypočtené hodnoty  $Se_p$  dle (76)*

$Se_p$ (-)		$\dot{Se}_p$ (s <sup>-1</sup> )				
		0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
T (K)	1023	0,39	0,48	0,52	0,67	1,84
	1073	0,32	0,40	0,43	0,55	1,47
	1123	0,27	0,34	0,36	0,46	1,19
	1173	0,23	0,29	0,31	0,39	0,99
	1223	0,20	0,25	0,27	0,34	0,83
	1273	0,18	0,22	0,24	0,30	0,71
	1373	0,14	0,17	0,19	0,23	0,53



**Obr. 104.** Naměřené hodnoty  $Se_p$  dle  $T$  a  $\dot{Se}_p$



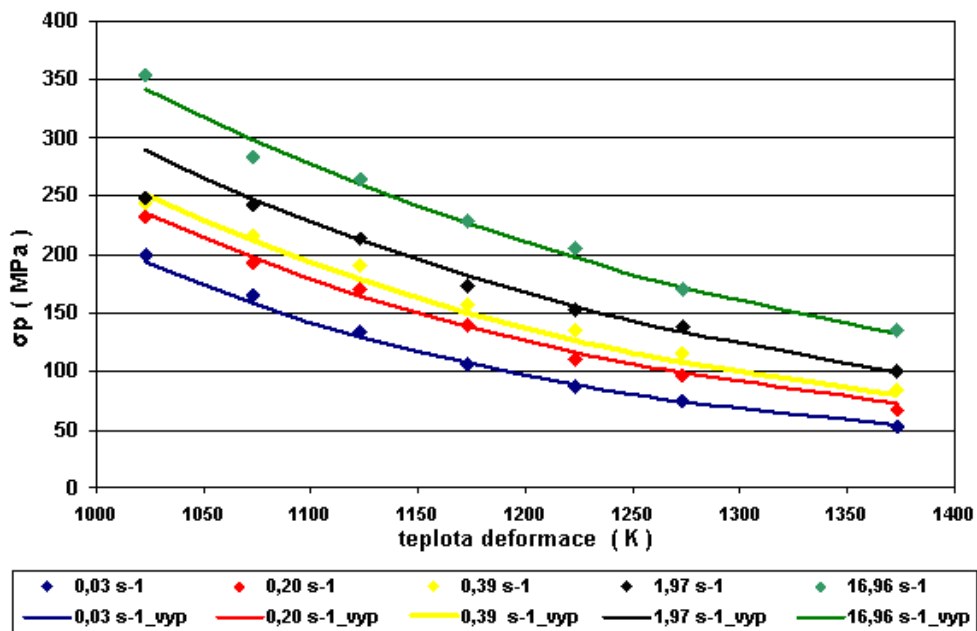
**Obr. 105.** Vypočítané hodnoty  $Se_p$  dle  $T$  a  $\dot{S}_p$  dle (62)

Porovnáním naměřených a vypočtených hodnot intenzity deformace do píku  $Se_p$  je zřejmé, že v případě naměřených hodnot, viz **Obr. 104.**, se vymykají z běžného vývoje závislosti hodnoty příslušné píkové rychlosti deformace  $0,39 \text{ s}^{-1}$ , resp. smykové deformační rychlosti  $\dot{\gamma}_R = 1 \text{ s}^{-1}$ . Je to s jistotou dáno jiným rozměrem dříku zkušebního vzorku a to  $6 \times 50 \text{ mm}$  oproti jinak používaným  $6 \times 10 \text{ mm}$ . V případě dosažení max. napětí  $\sigma_p$  se tento vliv neprojevil. Absolutní rozdíly mezi vypočítanými a naměřenými hodnotami se pohybují většinou v řádech setin, vyjádřeno procentuálně se jedná již o rozdíly většinou v jednotkách %, resp. v intervalu 0-20 %.

Výjimkou z tohoto trendu jsou hodnoty příslušné intenzity píkové rychlosti deformace  $16,96 \text{ s}^{-1}$ , resp. smykové deformační rychlosti  $\dot{\gamma}_R = 50 \text{ s}^{-1}$ , kdy vypočtené hodnoty  $Se_p$  pro teploty 1023 a 1073 K jsou vyšší než naměřené a pro teploty 1173-1373 K naopak nižší. Zde se jedná pravděpodobně o vliv aplikovaného postupu výpočtu popsáno v kapitole 6.2.3.1.

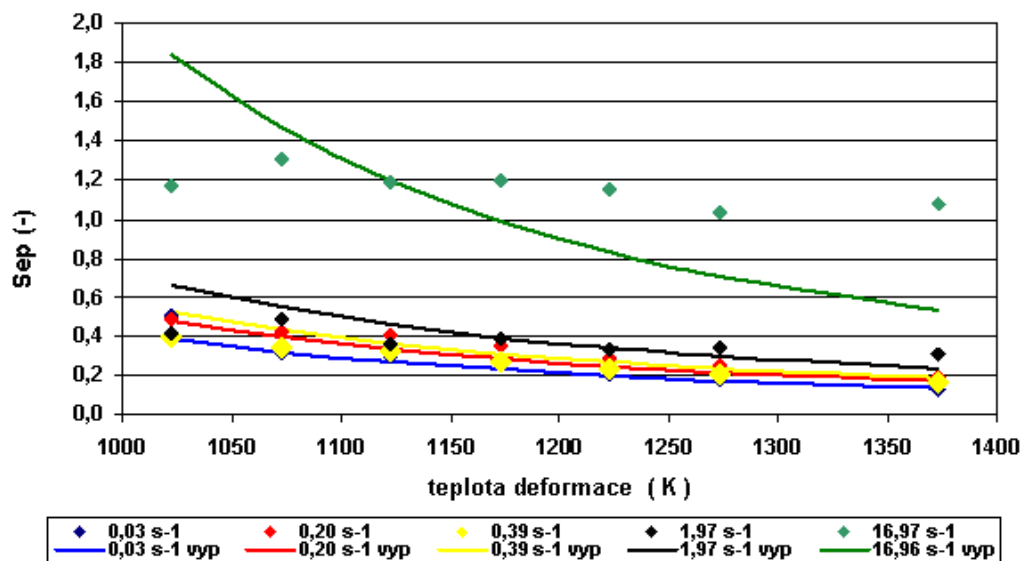
Tento dílčí závěr omezuje použití rovnic (76) a (78) na aplikované intenzity píkové rychlosti deformace  $\dot{S}_p$  max.  $1,97 \text{ s}^{-1}$ , resp. smykové deformační rychlosti max.  $\dot{\gamma}_R = 5 \text{ s}^{-1}$ .

Na **Obr. 106.** je zobrazena závislost hodnot napětí do píku  $\sigma_p$  na teplotě deformace  $T$  pro definované intenzity píkové rychlosti deformace  $\dot{S}_p$ . Naměřenými hodnotami jsou proloženy pro aplikované intenzity píkové rychlosti deformace  $\dot{S}_p$  závislosti vypočítané pomocí rovnice (77). Je patrná shoda mezi naměřenými a vypočtenými hodnotami.



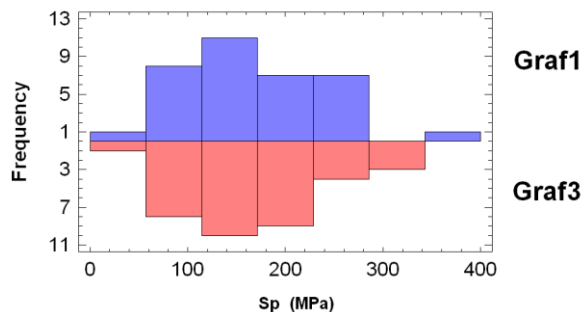
**Obr. 106.** Závislosti  $\sigma_p$  na  $T$  pro definované  $\dot{\epsilon}_p$  - naměřené a vypočtené hodnoty dle (77)

Na **Obr. 107.** je zobrazena závislosti hodnot intenzity píkové deformace  $Se_p$  na teplotě deformace pro definované intenzity píkové rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}_p$ . Naměřenými hodnotami jsou proloženy pro aplikované  $\dot{\epsilon}_p$  závislosti vypočítané pomocí rovnice (76). Je patrná shoda mezi naměřenými a vypočtenými hodnotami s výjimkou hodnot příslušných intenzitě píkové rychlosti deformace 16,96 s<sup>-1</sup>. Ze zobrazených průběhů je potvrzen předpoklad o vlivu aplikovaného postupu výpočtu popsaného v kapitole 6.2.3.1 vedoucí k rovnici (76) na nepřesnost vypočtených hodnot  $Se_p$  pro hodnoty příslušné intenzitě píkové rychlosti deformace 16,96 s<sup>-1</sup>. Pro eliminaci odchylky by bylo nutné zavést závislost koeficientu  $a$  v rovnici (69), resp. v **Tabulce 14**, na intenzitě píkové rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}_p$  a především přehodnotit výpočet koeficientu  $w$  z exponenciální závislosti na  $\dot{\epsilon}_p$  na závislost jinou, pravděpodobně nejlépe polynomicou.

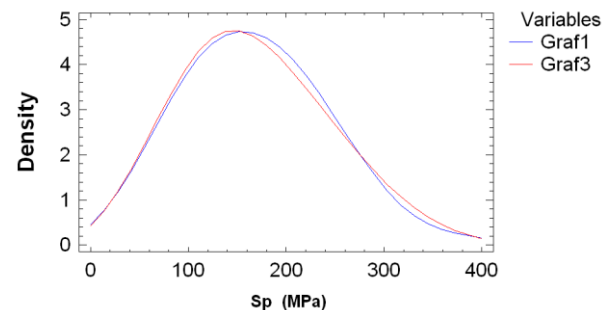


**Obr. 107.** Závislost  $Se_p$  na  $T$  pro definované  $\dot{\epsilon}_p$  - naměřené x vypočtené hodnoty dle (76)

Pro srovnání naměřených a vypočtených dat byl zároveň použit software STATGRAPHICS, kdy pro píkové napětí je výstupem grafické znázornění histogramu četnosti obou souborů dat, tj. Graf 1 jsou hodnoty naměřené a Graf 3 hodnoty vypočítané, viz **Obr. 108.** a dále grafické znázornění Gaussovy křivky obou souborů dat viz **Obr. 109.** Grafické závislosti potvrzují dobrou shodu mezi naměřenými a vypočtenými hodnotami dle rovnice (77).

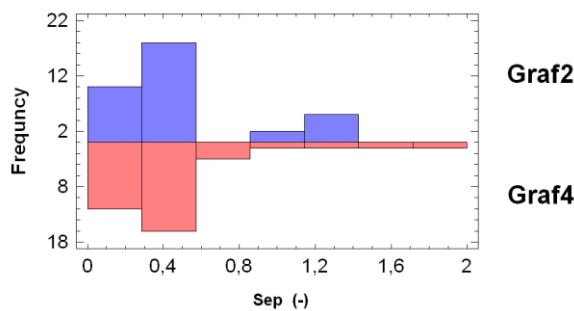


**Obr. 108.** Histogramy četnosti pro naměřené a vypočtené hodnoty  $\sigma_p$

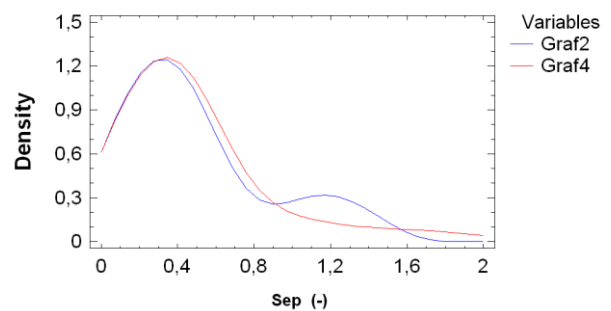


**Obr. 109.** Gaussovy křivky pro naměřené a vypočtené hodnoty  $\sigma_p$

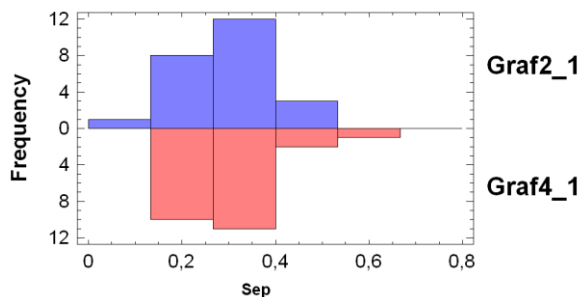
Na **Obr. 110.** je zobrazen histogram četnosti a na **Obr. 111.** pak grafické znázornění Gaussovy křivky pro intenzitu píkové deformace naměřenou a vypočtenou. Zde je zřejmý větší rozdíl mezi naměřenými (Graf 2) a vypočtenými daty (Graf 4). Pokud z hodnoceného souboru dat vyřadíme hodnoty pro intenzity píkové rychlosti deformace  $16,96 \text{ s}^{-1}$ , resp. smykové deformační rychlosti  $\dot{\gamma}_R = 50 \text{ s}^{-1}$ , shoda vyjádřená graficky histogramem četnosti a Gaussovou křivkou již bude výrazně lepší než v případě s uvažováním těchto hodnot, viz **Obr. 112.** a **Obr. 113.** (Naměřené hodnoty - Graf 2\_1, vypočtené Graf 4\_1).



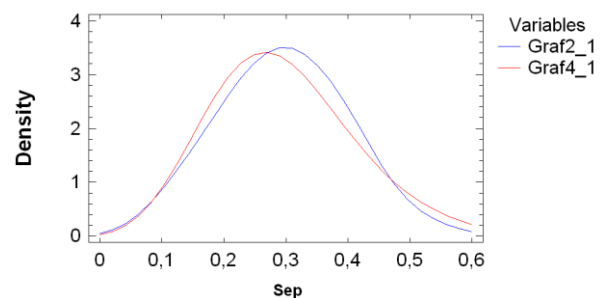
**Obr. 110.** Histogramy četnosti pro naměřené a vypočtené hodnoty  $Se_p$



**Obr. 111.** Gaussovy křivky pro naměřené a vypočtené hodnoty  $Se_p$



**Obr. 112.** Histogramy četnosti pro naměřené a vypočtené hodnoty  $Se_p$  bez  $\dot{S}e_p = 16,96 \text{ s}^{-1}$



**Obr. 113.** Gaussovy křivky pro naměřené a vypočtené hodnoty  $Se_p$  bez  $\dot{S}e_p = 16,96 \text{ s}^{-1}$

Výsledky grafického srovnání naměřených a vypočtených dat pomocí softwaru STATGRAPHICS bylo potvrzeno numerickým výpočtem koeficientu korelace, jež charakterizuje míru shody u jednotlivých intenzit rychlosti deformace do píku jak pro hodnoty píkoveho napětí, tak i pro hodnoty intenzity píkove deformace.

Koeficient korelace  $I_{Y,X}$  byl stanoven výpočtem dle rovnic (79 - 81) dané programem EXCEL.

$$I_{Y,X} = \sqrt{\frac{s_{\hat{Y}}^2}{s_Y^2}} \quad (79)$$

kde

$$s_{\hat{Y}}^2 = \frac{1}{n} \sum (\hat{Y}_i - \bar{\hat{Y}})^2 = \frac{1}{n} \sum (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2 \quad (80)$$

$$s_Y^2 = \frac{1}{n} \sum (Y_i - \bar{Y})^2. \quad (81)$$

Výsledné hodnoty koeficientů korelace  $I_{Y,X}$  u jednotlivých intenzit rychlosti deformace do píku pro hodnoty píkoveho napětí se blíží číslu 1, čímž vykazují velkou míru shody srovnávaných hodnot a jsou uvedeny v **Tabulce 17**.

**Tabulka 17** Koeficienty korelace u jednotlivých intenzit rychlosti deformace do píku pro hodnot píkoveho napětí

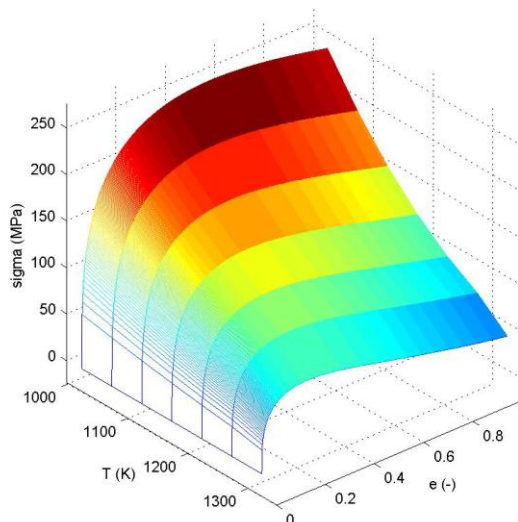
Se <sub>p</sub> (MPa)	0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
$I_{Y,X}$	<b>0,9996512219</b>	<b>0,9975713237</b>	<b>0,9966212188</b>	<b>0,9824537626</b>	<b>0,9933298706</b>

U hodnot intenzity píkove deformace vykazují koeficienty korelace hodnoty dále od nuly, především pak pro intenzity rychlosti deformace do píku 1,97 s<sup>-1</sup> a nejvíce 16,96 s<sup>-1</sup>. V grafickém porovnání (viz **Obr. 111.** a **113.**) pak byla pro ukázkou hodnota 16,96 s<sup>-1</sup> vyřazena, což prokázalo výrazné zlepšení proložení Gaussových křivek. Hodnoty koeficientů korelace  $I_{Y,X}$  pro intenzity píkove deformace jsou uvedeny v **Tabulce 18**.

**Tabulka 18** Koeficienty korelace  $I_{Y,X}$  u jednotlivých intenzit rychlosti deformace do píku pro hodnoty intenzity píkove deformace

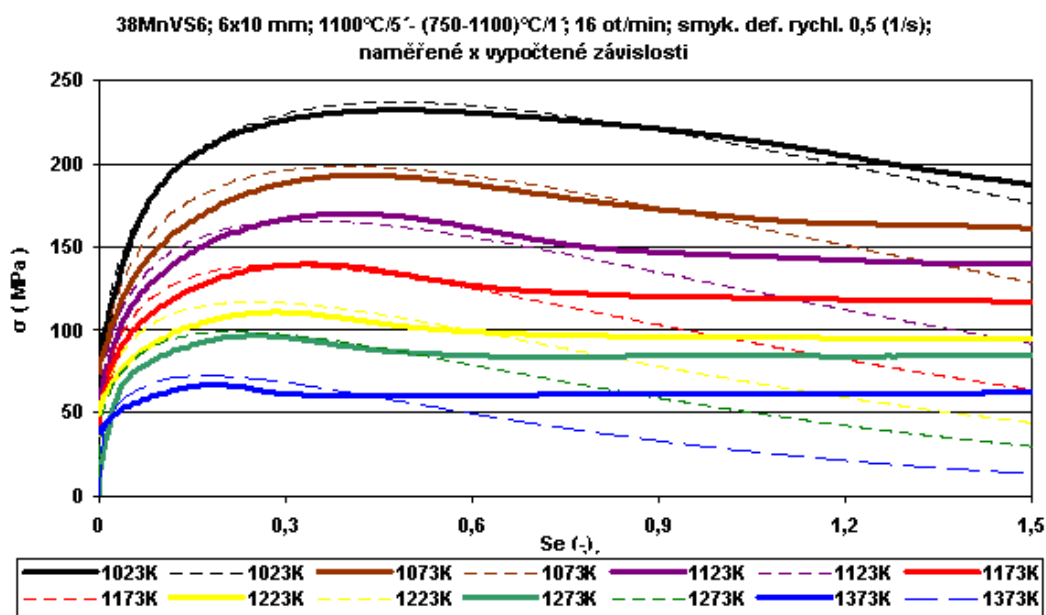
Se <sub>p</sub> (MPa)	0,03	0,20	0,39	1,97	16,96
$I_{Y,X}$	<b>0,9701757129</b>	<b>0,9760274045</b>	<b>0,9844389817</b>	<b>0,7814090785</b>	<b>0,6602713253</b>

Na **Obr. 114.** je zobrazena modelově závislost napětí, resp. PDO, vypočítaného dle rovnice (78), na deformaci a teplotě pro intenzitu píkove rychlosti deformace  $\dot{S}_{\dot{p}}$  rovnu hodnotě 0,20 s<sup>-1</sup>, což odpovídá smykové deformační rychlosti  $\dot{\gamma}_R = 0,5 \text{ s}^{-1}$ .



**Obr. 114.** Vypočtená závislost  $\sigma$  na  $Se$  dle (78) pro  $\dot{S}e_p = 0,20 \text{ s}^{-1}$

Na **Obr. 115.** je zobrazena závislost napětí  $\sigma$ , vypočítaného dle rovnice (78), na deformaci pro jednotlivé aplikované teploty deformace včetně naměřených hodnot pro intenzitu píkovej rychlosti deformace  $\dot{S}e_p$  rovnu hodnotě  $0,20 \text{ s}^{-1}$ , což odpovídá smykové deformační rychlosti  $\dot{\gamma}_R = 0,5 \text{ s}^{-1}$ . Z uvedeného grafu je zřejmé, že popis pomocí rovnice (78) je možné aplikovat pouze do dosažení hodnoty ustáleného napětí  $\sigma_{ss}$ , resp.  $Se_{ss}$ . V případě, že nedojde k dosažení hodnoty  $\sigma_{ss}$ , resp.  $Se_{ss}$ , viz **Tabulka 13**, vypočtenou závislost dle rovnice (78) je možné pro tyto případy použít až do lomu, tj. do dosažení  $Se_f$ , což ale nemá praktické opodstatnění vzhledem k příčinám „nedosažení“ výrazné hodnoty  $\sigma_{ss}$ , resp.  $Se_{ss}$ . Pro eliminaci tohoto stavu by bylo nutné použít jiný tvar závislosti než (68). Tato část závislosti  $\sigma - Se$ , tj. oblast  $\sigma_{ss}$ , ale již nemá zásadní význam pro potřeby řízeného tváření v podmínkách kontijemné tratě, proto nebyla matematicky popisována. Je nutné si uvědomit, že hodnoty  $Se = 0,8$  odpovídají cca 60 % deformaci a jsou tedy mezní pro reálné použití.



**Obr.115.** Naměřená a vypočtená závislost  $\sigma$  na  $Se$  dle (78) pro  $\dot{S}e_p = 0,20 \text{ s}^{-1}$ , tj.  $\dot{\gamma}_R = 0,5 \text{ s}^{-1}$ ,  
pro aplikované teploty deformace

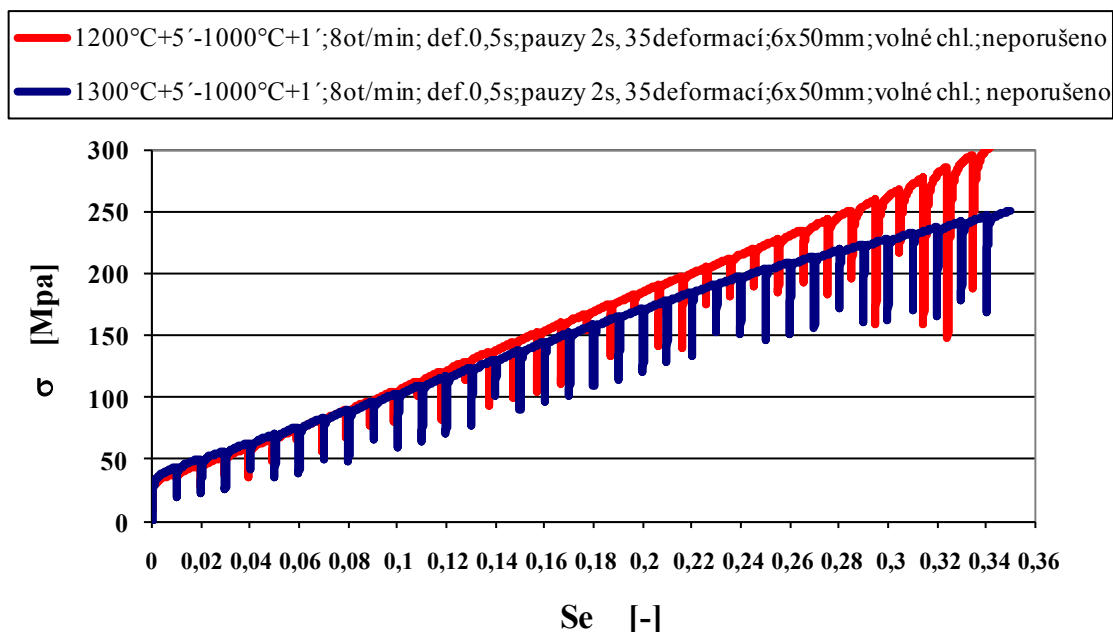


#### 6.2.4 Anizotermická přerušovaná zkouška (APZ) s konstantní velikostí deformace

Byla provedena anizotermická přerušovaná zkouška (APZ) při klesající teplotě v rozsahu tvářecích a dotvářecích teplot blízkých se podmínkám na kontijemné válcovně. APZ při klesající teplotě, při zvolených velikostech a rychlostech deformací a mezideformačních přestávek, se provádějí za účelem zjištění účinku kumulace postupných deformací na přirozený deformační odpor a strukturní stav zkoumaného materiálu včetně stanovení teplotních oblastí ovlivněných strukturními změnami [76].

Zkoušky byly provedeny variantně s přehřevem na 1300 a 1200 °C, s výdrží 5 min., pak následoval pokles na teplotu deformace 1000 °C s výdrží 60 s na teplotě. Po ní následovaly deformace v trvání 0,5 s, přičemž mezideformační pauzy byly 2 s a rychlost kroucení 8 ot.min<sup>-1</sup>. Dle vztahu (59) toto odpovídá intenzitě deformace pro jednotlivou deformaci cca 0,01. Smyková rychlost deformace měla velikost cca 0,05 s<sup>-1</sup>. Celkem tak bylo provedeno 35 deformací. Po první deformaci byl vypnut ohřev a materiál byl volně ochlazován. V prvním případě (teplota ohřevu 1300 °C) průměrnou rychlostí 4,17 °C.s<sup>-1</sup> a ve druhém případě (teplota ohřevu 1200 °C) pak 4,74 °C.s<sup>-1</sup>. Takto malé deformace byly zvoleny pro určení teploty fázových změn.

Výsledky provedených zkoušek jsou zobrazeny v grafické závislosti napětí na intenzitě deformace na **Obr. 116**.

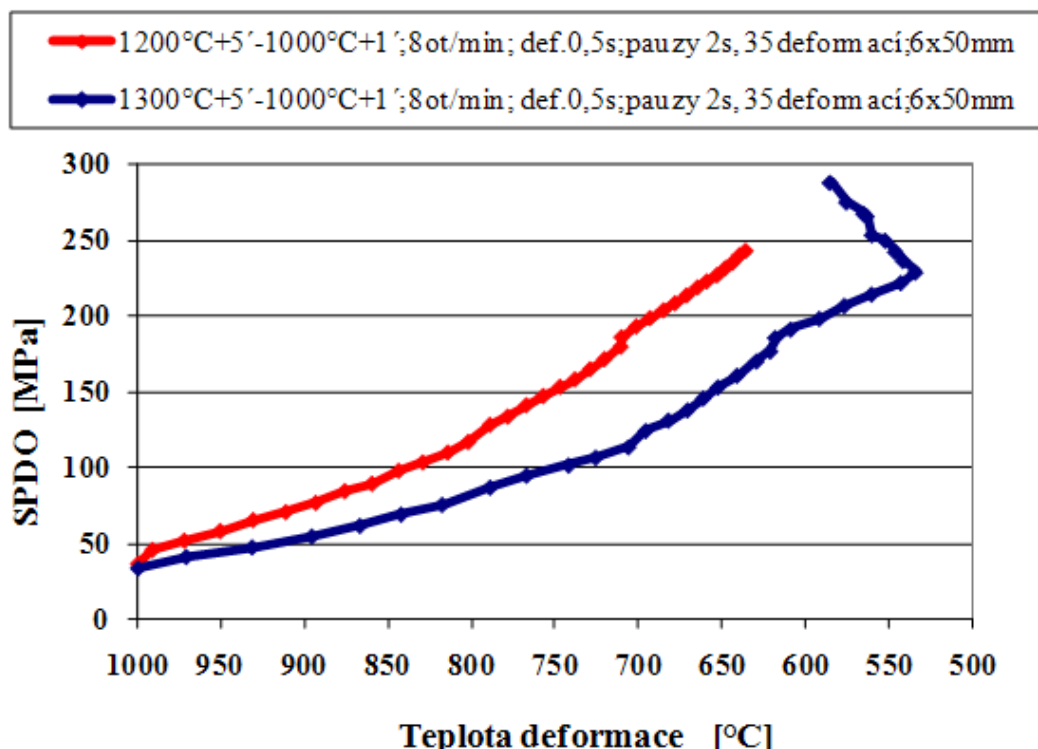


**Obr. 116.** Záznam průběhu APZ pro definované podmínky deformace

Rozdíl nárůstu napětí v průběhu deformací mezi dvěma zobrazenými závislostmi nebyl způsoben rozdílnou teplotou ohřevu vzorku, ale rozdílnou rychlostí teploty ochlazování, tj. jde o nárůst zpevnění vlivem nižší teploty deformace.

Na **Obr. 117** je graficky zobrazena závislost středního přirozeného deformačního odporu (SPDO) na teplotě pro obě výše popsané APZ. Zvýrazněné body na křivce znázorňují jednotlivé deformace. Modrá křivka (teplota ohřevu 1300 °C) mění skokově charakteristiku při třech teplotách. První skok je při teplotě 788 °C, druhý 695 °C a třetí při 618 °C. U červené křivky (teplota ohřevu 1200 °C) se vyskytují identické skoky při teplotě deformace 789 °C a 710 °C. V případě vzorku s teplotou ohřevu 1200 °C byla zkouška ukončena při

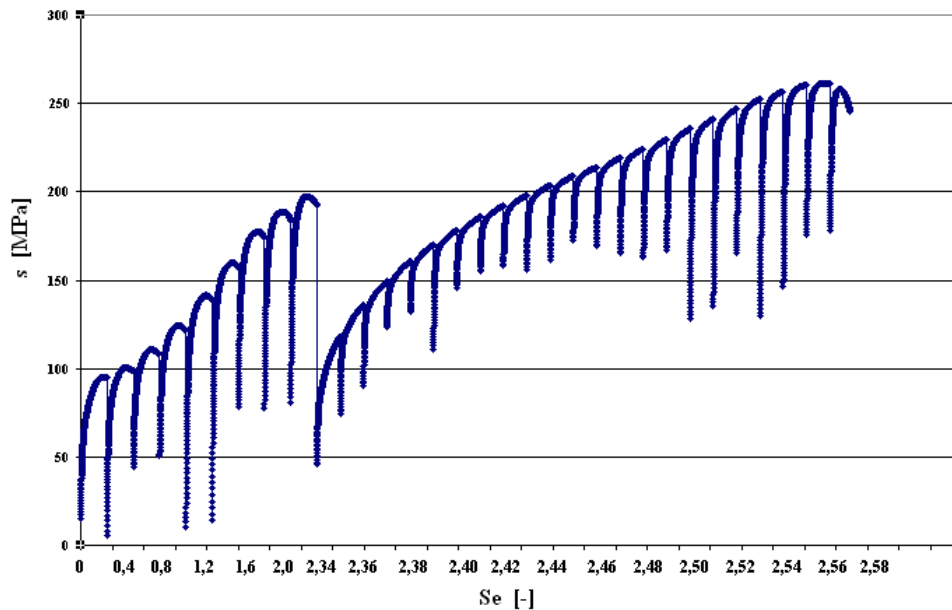
teplotě 635 °C. První skok není dán, s největší pravděpodobností, počátkem transformace austenitu na ferit, ale změnou záznamu teplot zkušebního vzorku z různých pyrometrů dle jejich pracovního rozsahu. U druhého skoku se jedná o počátek vylučování perlitu. Příčinu iniciace třetího skoku u modré křivky (teplota ohřevu 1300 °C) při teplotě deformace 618 °C nelze jednoznačně stanovit. Je možné hovořit o počátku vylučování bainitické fáze. Změna orientace modré křivky po dosažení teploty 525 °C je dána vývinem deformačního tepla.



Obr. 117. Průběh APZ pro definované podmínky deformace - závislost SPDO na teplotě

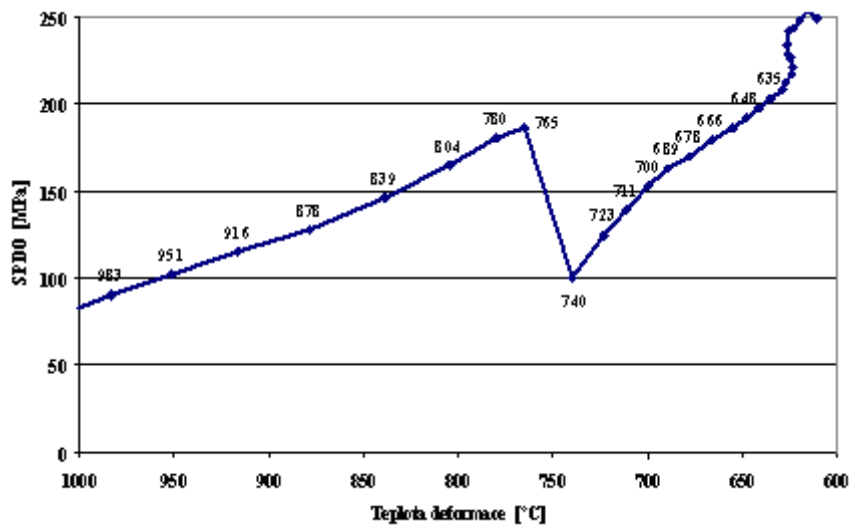
### 6.2.5 Anizotermická přerušovaná zkouška (APZ) s rozdílnými velikostmi deformace

Byla provedena APZ v režimu, který se snažil přiblížit reálným podmínkám finální části KJT. Byl proveden předehřev na teplotu 1200 °C s výdrží 300 s a následné ochlazení na teplotu počáteční deformace 1000 °C s výdrží 60 s. Poté následovalo 9 deformací rychlostí 200 ot.min<sup>-1</sup> s dobou deformace 0,56 s a dobou mezideformačních prodlev 5 s, jehož smyslem bylo fyzikální přiblížení závěrečné fázi válcování na KJT. Po deváté deformaci byl vypnut ohřev a změněn režim kroucení. Rychlost kroucení snížena z 200 na 8 ot.min<sup>-1</sup>, tj. smyková rychlost deformace klesla z 1,26 s<sup>-1</sup> na 0,05 s<sup>-1</sup>, doba deformace z 0,56 na 0,5 s a doba mezideformačních prodlev z 5 na 2 s. Intenzita deformace poklesla z 0,26 na 0,01. Tímto režimem bylo provedeno zbývajících 23 deformací. Celkový počet deformací byl tedy 32 [76]. Minimální velikost deformace byla zvolena proto, aby na jedné straně bylo možno sledovat zpevňování materiálu během části procesu simulující volné ochlazování a zároveň nedocházelo k ovlivňování získané mikrostruktury uzdravovacími procesy indukovanými deformací. Výsledky jsou uvedeny na obrázcích **Obr. 118.** a **Obr. 119.**, kde je uvedena závislost napětí na intenzitě deformace (**Obr. 118.**) a závislost SPDO na teplotě deformace (**Obr. 119.**). Na **Obr. 118.** je patrná zásadní změna ve vývoji průběhu závislosti napětí na intenzitě deformace. Nejedná se však o vliv fázových změn, ale o zásadní změnu podmínek deformace.



**Obr. 118.** Průběh APZ s definovanými podmínkami deformace – rozdílné velikosti deformací

Podobně jako na **Obr. 118.**, je i na **Obr. 119.** patrná změna v průběhu závislosti SPDO na teplotě, tentokrát při deformaci provedené při teplotě 780°C. V kapitole 6.2.4 je při této teplotě patrný nárůst SPDO přičítán přepnutí snímání mezi vysokoteplotním a nízkoteplotním pyrometrem. Dle **Obr. 119.** je však zjevný pokles gradientu nárůstu SPDO s klesající teplotou. To pravděpodobně odpovídá teplotě  $A_{c3}$ . Výrazný propad SPDO počínající deformací při teplotě 740 °C je dán již zmíněnou změnou parametrů deformace. U teploty 689 °C je opět patrný zlom na křivce, což opět koresponduje s výsledky uvedenými v kapitole 6.2.4, i když teplota deformace je mírně nižší. Při teplotě deformace pod 614 °C se opět objevuje prudké zpevnění materiálu. Zpevnění je natolik výrazné, že vlivem deformačního tepla dochází k nárůstu teploty zkušebního vzorku. Teplota, od které k nárůstu dochází, tj. 614 °C, odpovídá zhruba teplotě od které došlo ke skokovému zpevnění dle schématu APZ popsanému v kapitole 6.2.4 pro vzorek s teplotou ohřevu 1300 °C. Tvar křivky je samozřejmě ovlivněn tím, že teplota vzorku již není korigována automaticky, ale vzorek je vystaven okolnímu prostředí.



**Obr. 119.** Průběh APZ s definovanými podmínkami deformace - rozdílné velikosti deformací - závislost SPDO na teplotě

Metodika zkoušení s dvěmi rozdílnými rychlostmi deformace v průběhu APZ je specifická pro SETARAM-MMV. Je používána pro simulování procesů ochlazování materiálu po tváření. Aplikovaná nízká velikost deformace částečně eliminuje nárůst napětí se snižující se teplotou. Tento typ zkoušky byl aplikován pro výzkum materiálových vlastností simulujících ochlazování materiálu v Garretových navíječkách. Pro nedostatek vzorků byla pro zkoumanou jakost oceli 38MnVS6 provedena pouze jedna zkouška v uvedeném teplotním rozsahu. Na základě takto získaných výsledků, výsledků APZ uvedených v kapitole 6.2.4 a parametrů procesu válcování na KJT se jeví vhodné rozšířit oblast nízkých deformací do oblasti teplot nad teplotu  $A_{c3}$ , tj. do oblasti cca 780-820 °C.

### 6.2.6 Studium mikrostruktury plastometricky exponovaných vzorků zkoumané oceli

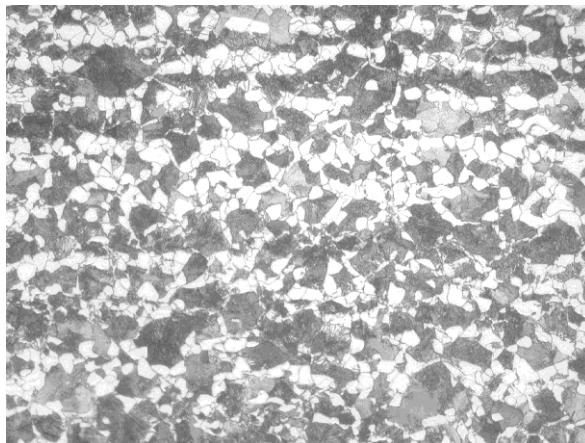
V rámci průzkumu byla provedena v laboratořích MMV, s.r.o., Ostrava, mikrostrukturní analýza plastometricky exponovaných vzorků zkoumané oceli. Zkoušky byly ohřáty na teplotu předehřevu 1200 °C s deseti minutovou výdrží na teplotě, následoval pokles na teplotu deformace 1000 °C s výdrží na teplotě 1 min. Následně se jednotlivé zkoušky liší deformačním režimem a počtem jednotlivých deformací. Typ APZ značí anizotermickou přerušovanou zkoušku v režimu 32 celkových deformací, jejíž průběh je uveden na **Obr. 116**. Typ TPZ značí zkoušku provedenou v režimu bez deformace v jednom případě s volným chlazením a v druhém s kalením. Typ APZ/IPZ značí kombinovanou anizotermickou a izotermickou přerušovanou zkoušku s 10-ti, resp. 11-ti deformacemi. Rozměr pracovní části zkušební tyče byl 6x50 mm. Přehled zkoušek je uveden v **Tabulce 19**.

**Tabulka 19** Přehled parametrů deformace a ochlazování vzorků pro metalografický rozbor

Vzorek	Teplota ohřevu /prodleva (°C/min)	Teplota def. /prodleva (°C/min)	Typ testu	Počet def.	Poznámka
1	1200/10'	1000/1'	APZ	35	Volné chlazení
2	1200/10'	1000/1'	TPZ	0	Volné chlazení
3	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	10	Zakaleno, posl. pauza 5s a def. 2,8s
4	1200/10'	1000/1'	TPZ	0	Zakaleno
5	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	10	Zakaleno, posl. pauza 30s a def. 0,56s
6	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	10	Zakaleno, posl. pauza 10s a def. 0,56s
7	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	10	Zakaleno, posl. pauza 30s a def. 2,8s
8	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	11	Zakaleno, posl. pauza 30s a def. 1,4s
9	1200/10'	1000/1'	APZ/IPZ	11	Zakaleno, posl. pauza 5s a def. 1,4s

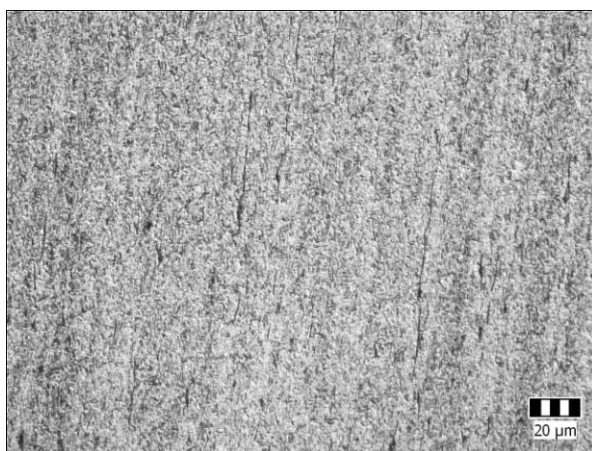
Bylo provedeno mikrostrukturní šetření na podélném řezu plastometricky exponovaných zkušebních tyčí. Dokumentace mikrostruktury byla provedena v polovině tloušťky metalografického výbrusu.

Za základní je považován vzorek č. 2, kdy materiál nebyl tvářen. Struktura je feriticko-perlitická, se stanoveným podílem 40-60 %. Velikost zrna 8. Sulfidické vměstky byly protáhlé ve směru podélné osy zkušební tyče, což odpovídá způsobu odběru vzorku, popsaného v kapitole 6.1. Struktura středové části vzorku č. 1 (viz **Obr. 120.**) je opět feriticko-perlitická v poměru 35-65 % s velikostí zrna 9. V hlavě vzorku se struktura jevila hrubozrnější s velikostí zrna 8. Struktura v blízkosti lomu, tj. v oblasti maximální deformace, byla stejná jako středová část vzorku. Sulfidické vměstky byly ve středové části vzorku více protáhlé, než v oblasti neovlivněné deformací.

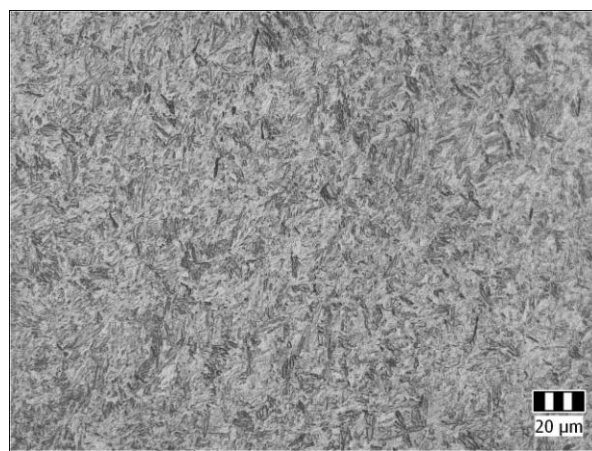


**Obr. 120.** Mikrostruktura oceli 38MnVS6 - vzorek 1 (Zv. 500x)

U vybraných vzorků volně dochlazovaných byla struktura značně podobná. Obecně lze konstatovat, že vliv podmínek deformace na výslednou strukturu vzorků zkoumané jakosti je minimální. V případě zkoušek zakončených zakalením struktury se výsledná martenzitická struktura u nedeformovaného vzorku č.4 (**Obr. 122.**) jevila výrazně hrubozrnější ve srovnání se vzorky deformovanými (**Obr. 121.**). Kombinace APZ s IPZ byla prováděna pro posouzení změn podmínek deformace na výslednou strukturu, nicméně i přes různé kombinace deformací a mezideformačních prodlev nebyly zjištěny ani strukturní rozdíly, ani rozdíly ve velikosti zrna.



**Obr. 121.** Mikrostruktura oceli 38MnVS6 - deformovaný stav - vzorek 3 (Zv. 500x)



**Obr. 122.** Mikrostruktura oceli 38MnVS6 - nedeformovaný stav - vzorek 4 (Zv. 500x)

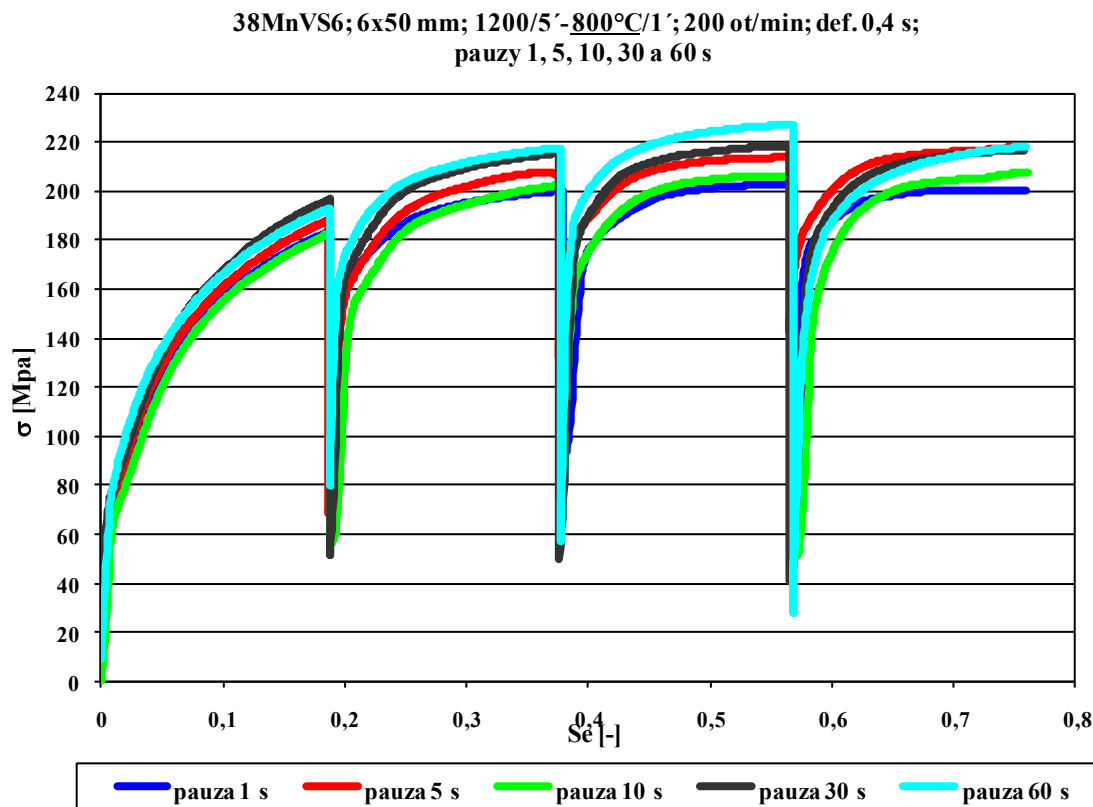
### 6.2.7 Izotermická přerušovaná krutová zkouška (IPZ)

Izotermické přerušované zkoušky byly provedeny za účelem studia odpevňovacích procesů vyjádřených stupněm změkčení, popsáným v kapitole 3. Metodika stanovení stupně změkčení je popsána v kapitole 3.3.3. Sada zkoušek IPZ byla provedena v teplotním rozsahu předpokládaného řízeného válcování při 5-ti zvolených teplotách 800-1000 °C, s krokem po 50 °C. V uvedeném teplotním intervalu lze předpokládat možné zbrždění procesů uzdravení struktury vlivem precipitace vanadu.

Ohřev zkušebních vzorků byl veden na 1200 °C s výdrží 300 s na teplotě. Následovalo volné ochlazení na teplotu deformace. Oproti běžně používanému postupu, kdy jsou

provedeny dvě deformace se stejnými parametry a definovanou variantní prodlevou, viz kapitola 3.3, byly zvolen program se čtyřmi deformacemi s identickými parametry a definovanou variantní prodlevou 1, 5, 10, 30 a 60 s mezi deformacemi pro jednotlivé teploty zkoušení. Pro teploty 950 a 1000 °C byly dodatečně, na základě dosažených výsledků popsanych v kapitole 6.2.7.1, provedeny IPZ s prodlevami o délce 3 s. Rychlost otáčení byla 200 ot.min<sup>-1</sup> a doby deformace 0,4 s. Velikost dráhy zkušební vzorku byla ve všech případech 6x50 mm. Smyková rychlost deformace byla tedy 1,26 s<sup>-1</sup>.

Na **Obr. 123.** je znázorněn průběh přerušované zkoušky pro teplotu deformací 800 °C. Průběhy IPZ pro teploty 850, 900, 950 a 1000 °C jsou uvedeny v **Příloze 6.**



**Obr. 123.** Průběhy přerušovaných zkoušek pro teplotu deformace 800 °C

#### 6.2.7.1 Stanovení stupně změkčení *X*

Metodika stanovení stupně změkčení ze záznamu přerušované zkoušky je popsána v kapitole 3.3. Pro výpočet stupně změkčení byla použita rovnice (31). Hodnoty „meze kluzu“ materiálu, tj.  $\sigma_1$  a  $\sigma_2$ , byly, vzhledem k tvarům získaných závislostí, odečteny z grafických závislostí v hodnotě deformace 0,02. Hodnota maximálního dosaženého napětí  $\sigma_{m1}$  je hodnota zaznamenaná SETARAMem. Způsob odečtení hodnot napětí z grafické závislosti napětí na deformaci pro teplotu 850 °C a délku prodlevy 1 s je znázorněn v **Příloze 7.**

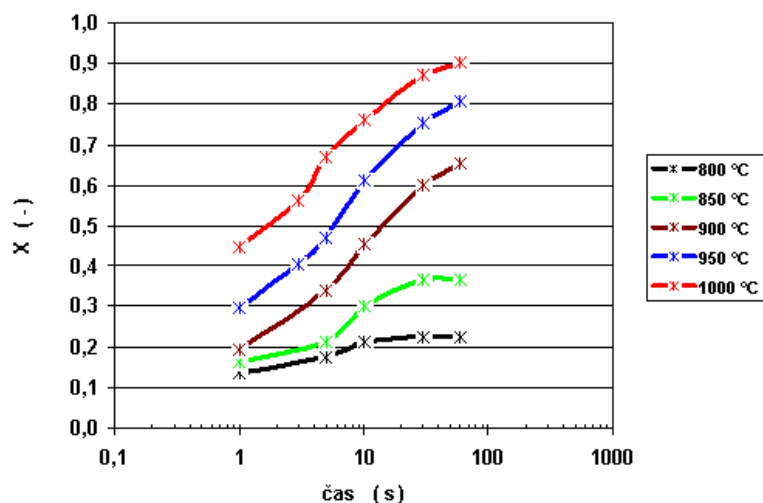
Pro stanovení stupně změkčení *X* byly vyhodnocovány záznamy z prvních dvou deformací. Další dvě deformace, tj. třetí a čtvrtá, byly provedeny pouze pro obecný náhled na chování materiálu při zkoumaných podmínkách deformace a pro vyhodnocení stupně změkčení nebyly použity. Vyhodnocení stupně změkčení mezi druhou a třetí deformací, resp. mezi třetí a čtvrtou, je možné pouze tehdy, kdy „mez kluzu“ následné deformace je vyšší než „mez kluzu“ deformace předcházející, tj.  $\sigma_{i+1} > \sigma_i$ . V opačném případě hodnoty stupně změkčení *X* překročí hodnotu 1.

Příslušné hodnoty napětí  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  a  $\sigma_{m1}$ , nezbytné pro výpočet stupně změkčení, včetně dle vztahu (31) vypočtených hodnot stupně změkčení  $X$  dle použitých deformačních podmínek, jsou uvedeny v **Tabulce 20**.

**Tabulka 20** Hodnoty napětí  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  a  $\sigma_{m1}$  a příslušné  $X$  dle podmínek deformace

teplota (°C)	teplota (K)	pauza (s)	$\sigma_1$ (Mpa)	$\sigma_2$ (Mpa)	$\sigma_{m1}$ (Mpa)	$X$ (-)
800	1073	1	84	170	183,6	0,14
800	1073	5	86	170	188,1	0,18
800	1073	10	81	161	182,9	0,21
800	1073	30	87	172	196,7	0,23
800	1073	60	86	169	193,1	0,23
850	1123	1	62	146	162,5	0,16
850	1123	5	64	137	156,8	0,21
850	1123	10	61	130	160	0,30
850	1123	30	63	130	168,5	0,36
850	1123	60	63	134	175,3	0,37
900	1173	1	48	125	143,5	0,19
900	1173	5	47	109	141,1	0,34
900	1173	10	46	99	143,1	0,45
900	1173	30	50	86	140	0,60
900	1173	60	48	83	149,1	0,65
950	1223	1	51	106	129,27	0,30
950	1223	3	52	97	127,44	0,40
950	1223	5	53	93	128,33	0,47
950	1223	10	53	84	132,7	0,61
950	1223	30	51	71	131,9	0,75
950	1223	60	53	68	129,6	0,80
1000	1273	1	44	81	110,7	0,45
1000	1273	3	54	73	97,2	0,56
1000	1273	5	44	67	113,1	0,67
1000	1273	10	45	61	111,4	0,76
1000	1273	30	45	53	106,8	0,87
1000	1273	60	44	50	104,5	0,90

Na **Obr. 124**, jsou znázorněny v grafické podobě závislosti vypočítaných hodnot stupňů změkčení  $X$  na čase prodlevy. Hodnoty stupně změkčení  $X$  jsou propojeny křivkami dle aplikovaných teplot deformací jednotlivých IPZ.



**Obr. 124.** Závislosti stupně změkčení na čase pro ocel 38MnVS6



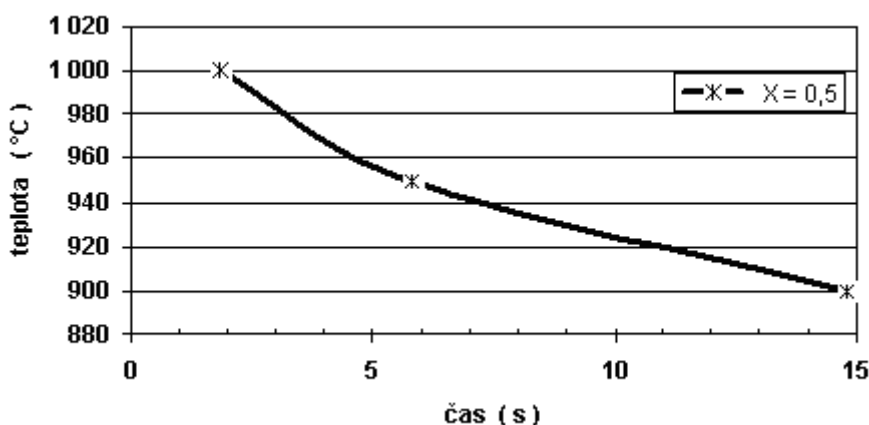
Získané závislosti stupně změkčení na logaritmu času jsou charakteristické prohnutým esovitým tvarem. Jedná se obdobnou charakteristiku odpovídající **Obr. 31**. Použité parametry IPZ, tj. čas, velikost a rychlost deformace, neumožnily precipitaci vanadu. Ta pak nemohla způsobit prodlevu na křivkách podobně, jako je tomu na **Obr. 31** pro teplotu 900 °C. Vypočítaný čas počátku precipitace vanadu dle rovnice uvedené v [53] pro vanadem mikrolegované oceli, pro teplotu 900 °C a velikost zrna 50 µm, aplikovanou rychlost deformace a velikost deformace, pro zkoumanou značku oceli je cca 90 s. Tato doba však nemá oporu v podmínkách procesu válcování na KJT a proto s ní nebylo v rámci sady IPZ uvažováno.

Křivky pro 800 a 850 °C ukazují, že nedochází k rekrytalizaci, tj. změkčení struktury se děje pomocí zotavení. Toto tvrzení je podpořeno skutečností, kdy dle **Obr. 29** je hodnota  $T_{nr}$  pro obsah vanadu 0,115 % cca 830 °C a dle rovnice (36) pro chemické složení zkoumané oceli je to 836 °C bez zahrnutí vlivu parametrů deformace.

Čas potřebný pro uzdravení poloviny struktury je v grafické podobě zobrazen na **Obr. 125**. Je možné ho stanovit pouze pro závislosti odpovídající IPZ při teplotách deformace 900, 950 a 1000 °C. Pro teploty 800 a 850 °C nedošlo k překročení hodnoty  $X = 0,5$ . Hodnoty času  $t_{0,5X}$ , kdy dojde k uzdravení 50 % objemu materiálu pro jednotlivé teploty deformací, jsou uvedeny v **Tabulce 21**.

**Tabulka 21** Čas  $t_{0,5X}$  potřebný pro uzdravení 50 % objemu materiálu pro aplikované teploty deformací - hodnoty odečteny z grafu na **Obr. 124**.

Teplota (°C)	Teplota (K)	$t_{0,5X}$ (s)
1000	1273	1,87
950	1223	5,82
900	1173	14,81



**Obr. 125.** Čas potřebný pro uzdravení poloviny struktury  $t_{0,5X}$  v závislosti na teplotě deformace

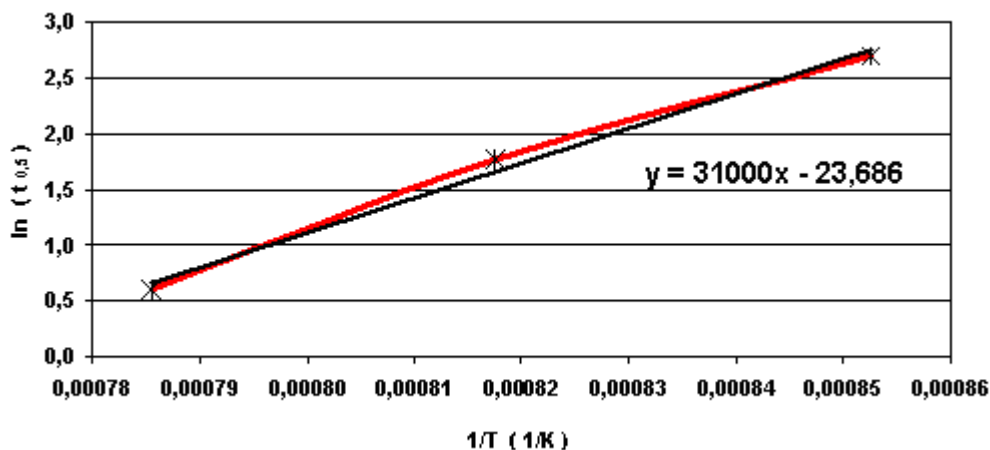
#### 6.2.7.2 Stanovení aktivační energie SRX

Hodnotu aktivační energie SRX byla stanovena pomocí rovnice (18) uvedené v kapitole 3.2.4, kdy je předpoklad, že v průběhu IPZ byly hodnoty  $B_{1,\varepsilon}$ ,  $d_{0,\dot{\varepsilon}}$  a koeficientů  $c$ ,  $d$ ,  $h$  konstantní. Rovnice (18) je logaritmována a upravena na tvar (79).

$$\ln t_{0,5X} = \ln A_s + \frac{Q_{SRX}}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (79)$$



Posléze byla zhotovena závislost logaritmu času potřebného pro 50 % uzdravení struktury  $t_{0,5X}$ , tj.  $\ln(t_{0,5X})$ , na hodnotě inverzní teploty deformace v Kelvinech, tj.  $T^{-1}$ , kdy zdrojem pro  $t_{0,5X}$  a  $T$  je **Tabulka 21**. Získanou křivkou je proložena lineární regresní přímka a stanovena její rovnice, viz **Obr. 126**.



**Obr. 126.** Stanovení rovnice regresní přímky pro určení hodnoty aktivační energie SRX  $Q_{SRX}$

Směrnice regresní přímky je rovna dle rovnice (79) podílu aktivační energie SRX  $Q_{SRX}$  a univerzální plynové konstanty  $R$ . Pro aplikované podmínky deformace byla vypočítána hodnota aktivační energie SRX  $Q_{SRX} = 257\,738 \text{ J.mol}^{-1}$  pro zkoumanou značku oceli. V porovnání s hodnotami uvedenými v **Tabulce 7**, které se podle jednotlivých autorů pohybují v rozmezí 230-300 kJ.mol<sup>-1</sup> (není brána v úvahu hodnota pro austenitickou AK dle [31]), je vypočtená hodnota ve zmíněném intervalu. Je však nezbytné vzít v úvahu, že aplikovaný postup výpočtu je extrémně citlivý na přesnost naměřených a zvláště pak odečtených dat z grafických závislostí.

### 6.2.7.3 Matematický popis stupně změkčení $X$

Stupeň změkčení  $X$  v závislosti na čase  $t$  je uváděn ve formě Avramiho rovnice (80),

$$X = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (80)$$

kde  $k$  a  $n$  jsou konstanty a  $t$  je čas. Pro určení konstant  $k$  a  $n$  je rovnice (31) dvakrát logaritmována a upravena na tvar (81).

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X}\right)\right) = \ln(k) + n \cdot \ln(t) \quad (81)$$

Následně byly pro aplikované teploty deformace zhotoveny jednotlivé závislosti  $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X}\right)\right)$  na logaritmu času, tj. na  $\ln(t)$ . Zdrojem jsou hodnoty uvedené v **Tabulce 20**.

Pro jednotlivé závislosti jsou následně stanoveny rovnice lineárních regresních závislostí. Ze získaných rovnic regrese pro jednotlivé aplikované teploty deformace získáme příslušné hodnoty koeficientů  $k$  a  $n$ . Hodnoty  $k$  a  $n$  jsou uvedeny v **Tabulce 22** pro příslušné teploty deformace.

**Tabulka 22** Vypočítané hodnoty koeficientů  $k$  a  $n$  pro aplikované teploty deformace

teplota (°C)	teplota (K)	k (-)	n (-)
800	1073	0,155	0,141
850	1123	0,179	0,251
900	1173	0,222	0,401
950	1223	0,350	0,392
1000	1273	0,613	0,343

Následně byla stanovena závislost hodnoty koeficientů  $k$  a  $n$  na teplotě deformace. Pro stanovení koeficientu  $n$  byla sestavena závislost koeficientu  $n$  na aplikovaných teplotách deformace 900, 950 a 1000 °C, kdy hodnota koeficientu  $n$  s rostoucí teplotou klesá. Získaná regresní rovnice lineární závislosti (82) pak popisuje závislost koeficientu  $n$  na teplotě.

$$n = -5,79 \cdot 10^{-4} \cdot T + 1,0867 \quad (82)$$

Hodnoty koeficientu  $n$  pro teploty 800 a 850 °C nebyly pro výpočet uvažovány, protože uvedené závislosti nekorespondují s Avramiho rovnicí. Pokud by byly zahrnuty, namísto lineární regrese by bylo nutno použít popis závislosti koeficientu  $n$  na teplotě pomocí polynommické funkce, která však nemá reálné opodstatnění.

Pro stanovení teplotní závislosti koeficientu  $k$  byla využita upravená varianta Avramiho rovnice (80) uváděná ve tvaru (83),

$$X = 1 - \exp\left(-\exp\left(A_k - \frac{B_k \cdot Q_{SRX}}{R \cdot T}\right) \cdot t^n\right) \quad (83)$$

kde hodnoty  $A_k$  a  $B_k$  jsou konstanty. Porovnáním rovnic (80) a (83) je pak možné koeficient  $k$  vyjádřit ve formě vztahu (84), tj. v závislosti na teplotě a na hodnotě aktivační energie statické rekystalizace  $Q_{SRX}$ .

$$k = -\exp\left(A_k - \frac{B_k \cdot Q_{SRX}}{R \cdot T}\right) \quad (84)$$

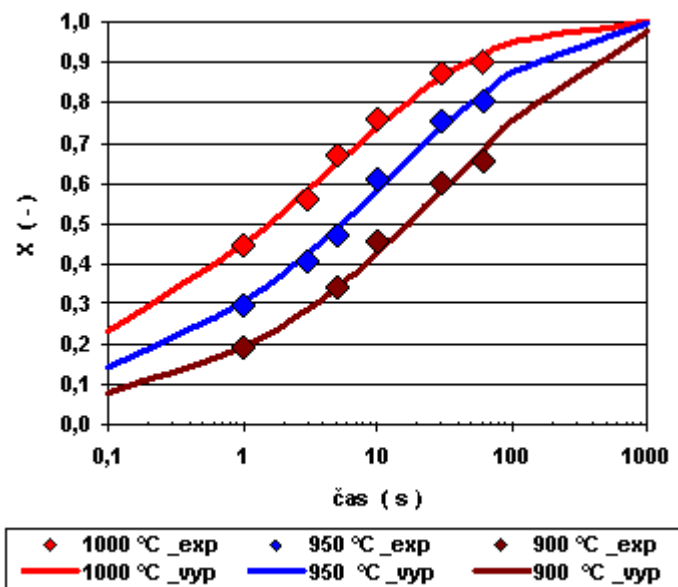
Hodnoty  $A_k$  a  $B_k$  byly získány lineární regresí závislosti přirozeného logaritmu hodnot koeficientu  $k$  na podílu aktivační energie a součinu univerzální plynové konstanty a teploty pro teploty 900, 950 a 1000 °C.  $A_k = 12,685$  a  $B_k = 0,43032$ . Vyčíslená rovnice (84) pak nabývá tvar (85).

$$k = -\exp\left(11,347 - 0,48708 \cdot \frac{Q_{SRX}}{R \cdot T}\right) \quad (85)$$

Výsledná závislost hodnoty stupně změkčení  $X$  na teplotě v Kelvinech  $T$  a čase  $t$  pro zkoumanou ocel a podmínky deformace pro teploty nad 900 °C je pak uváděna ve tvaru (86).

$$X = 1 - \exp\left(-\exp\left(11,347 - 0,48708 \cdot \frac{Q_{SRX}}{R \cdot T}\right) \cdot t^{-5,79 \cdot 10^{-4} \cdot T + 1,0867}\right) \quad (86)$$

Na **Obr. 127.** je zobrazeno porovnání stupně změkčení experimentálně zjištěných závislostí stupně změkčení  $X$  na čase pro teploty 900, 950 a 1000 °C s vypočítanými hodnotami dle rovnice (86). Aktivační energie statické rekrytalizace  $Q_{SRX}$  je dle kapitoly 6.2.7.2 rovna hodnotě 257 738 J.mol<sup>-1</sup>.



**Obr. 127.** Závislosti stupně změkčení naměřené a vypočtené dle rovnice (86) pro teploty 900, 950 a 1000 °C

Závislosti vypočítané dle rovnice jsou platné v rozsahu teplot nad 900 °C, včetně. Pod teplotou 900 °C dochází k uzdravování zotavením, nebo se projevuje vliv precipitace vanadu, kdy nárůst hodnoty změkčení  $X$  s časem je zbrzděn až zastaven, viz **Obr. 124.** pro teploty 800 a 850 °C.

### 6.3 Výzkum deformačního chování materiálu provedený na plastometru GLEEBLE dle podmínek procesu válcování na Kontijemné trati pro oceli mikrolegované vanadem

Gleeble System americké firmy DSI je dynamický zkušební stroj, který má schopnost simulovat termomechanické parametry různých metalurgických pochodů, v širokém záběru umožňuje studium základních vlastností materiálů, měření zcela specifických vlastností hotových výrobků, může simulovat a poskytovat údaje o zatěžování materiálu v průběhu jeho životnosti. V principu se jedná o tlakový (tahový) plastometr.

Systém Gleeble je schopný zajistit ohřev zkušebního vzorku rychlostí až 10 000 °C.s<sup>-1</sup>, dále je schopen udržet v objemu zvolenou teplotu. Tepelně vodivé čelisti svírající vzorek, dovolují použít ochlazovací rychlost až 100 °C.s<sup>-1</sup>, měřeno na povrchu vzorku. Přesnou regulací teploty měřeného vzorku zajišťují termočlánky připevněné k povrchu zkušebního vzorku.

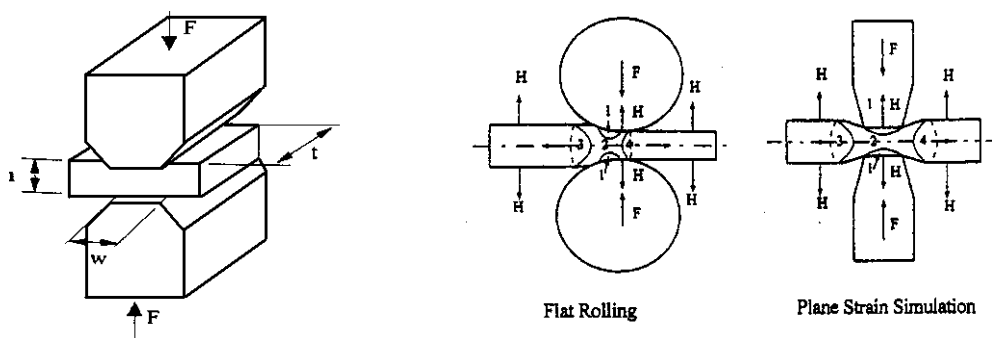
Mechanická část přístroje je vybavena integrovaným hydraulickým servo-zařízením. Sledovat a řídit je možno změnu zdvihu čelistí, sílu, hodnoty průtahoměru a různě definované naměřené hodnoty napětí a deformace. Program umožňuje volit sledovanou proměnnou a během zkoušky ji dle potřeby měnit.

Využití naměřených dat je zjednodušeno použitím platformy Windows, což usnadňuje jejich využití pro vytváření simulačních programů, analýzu a vyhodnocení naměřených hodnot v široké oblasti průmyslu [6].

K simulaci procesů tváření na KJT byly použity přístroje Gleeble 3800 v Institutu Metalurgii Želaza (IMŽ) v Gliwicích a Gleeble 3500 Politechniki Czestochowa. Pro simulaci tvářecího procesu dle podmínek kontijemné tratě byla použita tzv. tlaková zkouška s rovinnou deformací, resp. Plain Strain Compression Test (PSCT).

### 6.3.1 Tlaková zkouška s rovinnou deformací

Tlaková zkouška s rovinnou deformací slouží k určování deformačního napětí zkušební vzorku deformovaného mezi dvěma hladkými kovadly o délce  $L$  a šířce  $w$ , které se pohybují proti sobě. Během této zkoušky je ve zkušebním vzorku vyvolán shodný stav napjatosti jako při válcovacím procesu. Schématické znázornění zkoušky je na **Obr. 128**. Účelem zkoušky je nasimulovat celkový proces válcování z pohledu deformací a deformačních rychlostí při přesně stanovených teplotách a časech [15].



**Obr. 128.** Tlaková zkouška s rovinnou deformací

Pro získání přesných výsledků zkoušky musí být specifikovány a dodrženy následující zkušební podmínky: rozměry a povrchová jakost zkušební vzorku, teploty během zkoušení, doba a rychlost ohřevu, zamezení oxidace vzorku, kalibrace zkušebního stroje před zkouškou, použití vhodného maziva pro snížení tření mezi vzorkem a kovadly, a zahrnutí korekce pro deformace částí zkušebního stroje [78].

### 6.3.2 Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 30MnVS6

Každý finální rozměr válcovaný na KJT má jiný průchodový plán a vzhledem k tomu, že se jedná o simulaci procesu na kontinuální válcovací trati, časové průběhy jednotlivých fází procesu jsou pro každý rozměr specifické, viz kapitola 5. Pro potřeby simulace byly uvažovány případy válcování dvou konkrétních finálních rozměrů. Ty byly zvoleny tak, aby „pokryly“ rozměrovou řadu 16-45 mm, kterou je možno na KJT válcovat s použitím chladicích boxů a to průměry 20 mm a 40 mm [20].

Při válcování  $\varnothing$  20 mm se na KJT používá celkem 18 průchodů a při válcování  $\varnothing$  40 mm je použito 12 průchodů. Plastometr Gleeble umožňuje nasimulovat téměř neomezeně tvářecích operací, nicméně pro dosažení cílů práce je zbytečné provést všech 18, resp. 12 průchodů [20]. Byl zvolen model, kdy tváření před zchlazením je nahrazeno jednou deformací a dva úběry v ASC druhou deformací. Experiment byl proveden na plastometru Gleeble v IMŽ Gliwice. Chemické složení materiálu vzorků je uvedeno v **Tabulce 23**.

**Tabulka 23** Chemické složení vzorků jakosti 30MnVS6

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Nb	Ti	N
0,321	1,48	0,571	0,20	0,08	0,006	0,024	0,109	0,003	0,0209	0,0152

Na sadě vzorků byly provedeny dvě sady (schémata) testů. Všechny vzorky byly ohřáty z pokojové teploty na teplotu 1130 °C rychlostí 5 °C.s<sup>-1</sup>.

Schéma 1 simuluje podmínky válcování ø 20 mm. Průběh testu je zobrazen na **Obr. 8.1.** v **Příloze 8.** Po ohřevu následuje prodleva o délce 60 s s výdrží na teplotě ohřevu. Jejím cílem je zrovnoměrnit teplotu v celém objemu vzorku. Následuje časový úsek, kdy během 100 s je vzorek ochlazován na teplotu tváření 1050 °C. Pokles teploty vzorku a doba poklesu odpovídá zhruba poklesu teploty materiálu při průchodu provačku hrubým přípravným pořadím, termovalníkem a přípravným pořadím KJT. Délka prodlevy je důležitá pro případné rozpuštění precipitátů. Materiál je pak podroben deformaci o velikosti 0,45 s rychlostí deformace 10 s<sup>-1</sup>. Poté následuje variantně ochlazení na 940-800 °C po 20 °C. Rychlost chlazení je dána požadovanou teplotou a dobou 10 s, a je tedy v intervalu od 11 do 25 °C.s<sup>-1</sup>. Pak následuje druhá deformace o velikosti 0,45 a rychlosti deformace 80 s<sup>-1</sup>, která zastupuje tváření dvěma průchody v ASC dvojstolici. Po druhé deformaci následuje ochlazení na teplotu 750 °C, rychlostí variantně od 25 do 90 °C.s<sup>-1</sup>, které simuluje ochlazení ve WB2. Po prodlevě 10 s je vzorek vychlazován rychlostí 2 °C.s<sup>-1</sup> na teplotu 400 °C a následně zchlazen ve vodě.

Schéma 2 simuluje podmínky válcování ø 40 mm. Průběh testu je zobrazen na **Obr. 8.2.** v **Příloze 8.** Oproti průběhu testu dle schématu 1 je rozdíl v délce druhé prodlevy, která je dlouhá 120 s. Dále prodleva po první deformaci je 15 s a doba ochlazování na teplotu druhé deformace je 30 s, čemuž odpovídají rychlosti ochlazování 3,67 až 8,33 °C.s<sup>-1</sup>. Rychlost pohybu provačku před vstupem do ASC je v reálu rovněž výrazně pomalejší. Rychlost druhé deformace je snížena oproti schématu 1 z 80 na 50 s<sup>-1</sup>. Rychlosti ochlazování po druhé deformaci se pohybují od 63,3 do 16,6 °C.s<sup>-1</sup>.

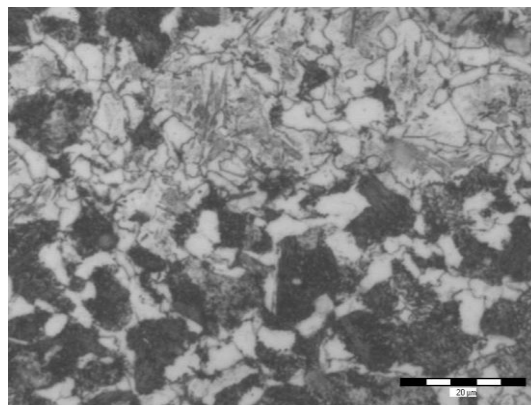
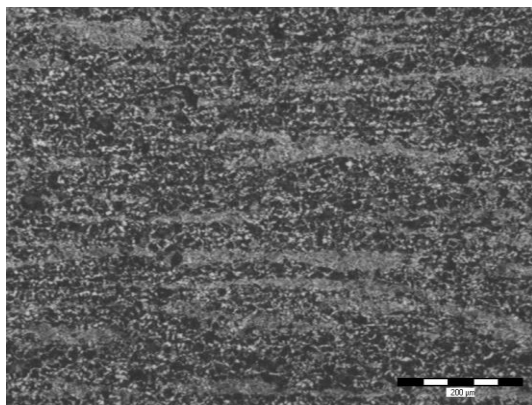
Provedením plastometrických testů byla získána 2 schémata obsahující křivky napětí-deformace dle stanovených podmínek, tj. dle zadaných deformací, deformačních rychlostí a příslušných teplot. Výsledky jsou zobrazeny na **Obr. 8.3.** a **8.4.** v **Příloze 8.** [20].

Plastometricky deformované vzorky byly podrobeny hodnocení mikrostruktury - velikost zrna. Matematický popis získaných závislostí není předmětem této práce.

#### **6.3.2.1 Hodnocení struktury vzorků jakosti 30MnVS6 po deformaci na plastometru**

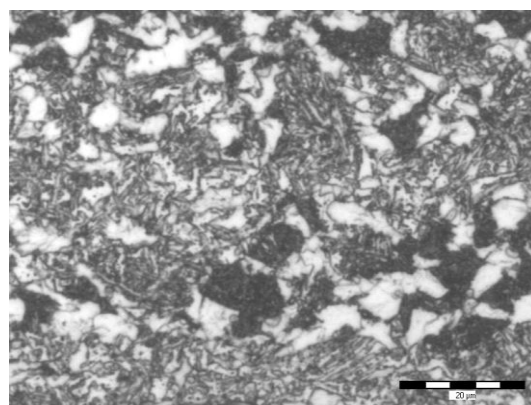
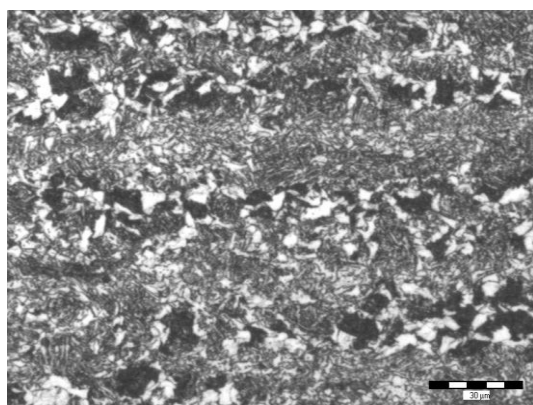
Pro metalografickou analýzu byl každý deformovaný vzorek rozříznut po délce, vybroušen. Na jednotlivých vzorcích byla provedena metalografická analýza ve zkušebnách Třineckých železáren, resp. některé vzorky následně pro porovnání i v laboratořích VŠB-TU Ostrava. Na vzorcích byl proveden ve zkušebnách TŽ, a.s. v Třinci rozbor podílů fází a stanovena velikost zrna.

Za základní strukturu je považován vzorek tvářený konvenčním způsobem, tj. s ohřevem na 1130 °C, všemi tvářecími operacemi vysoko nad  $A_{c3}$ , bez chlazení ve vodních boxech a s volným dochlazením na vzduchu - viz **Obr. 129.** Velikost zrna 8, ferit 25 %, perlit 75 %, martenzit 0 %. Vzorek byl odebrán ze středové části vývalku ø 20 mm válcovaného do tyčí na kontijemné trati.

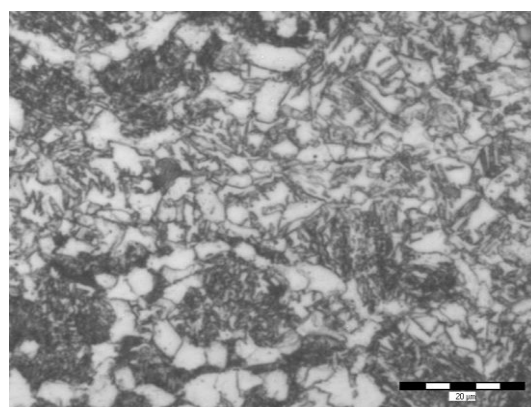
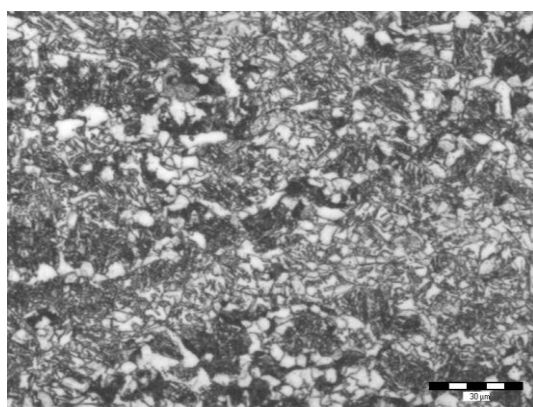


**Obr. 129.** Mikrostruktura oceli 30MnVS6 - konvenční válcování - zvětšeno 100x a 1000x

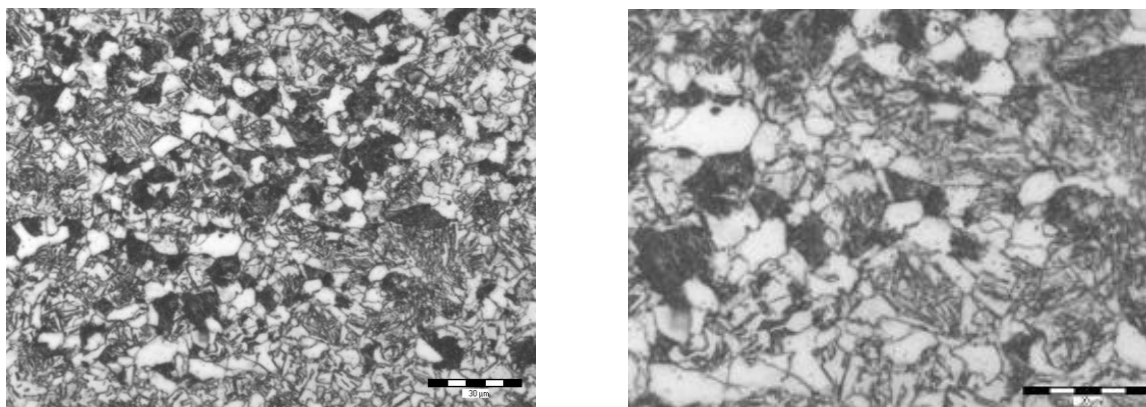
Níže uvedené snímky vzorků (**Obr. 130. - 132.**) prezentující „vývoj“ mikrostruktury zkoumané oceli jsou řazeny podle rostoucí rychlosti ochlazování a teploty deformace dle schématu 2. Mikrostruktura vzorků tvářených dle schématu 1 je velmi podobná té, která byla tvářená dle schématu 2. Příslušné teploty deformace, rychlosti ochlazování a podíl fází ve středové oblasti vzorku je uveden v **Tabulce 22**.



**Obr. 130.** Vzorek č.10 - zvětšeno 100x a 1000x - fer. 30 %; per. 20 %; mart. 50 %



**Obr. 131.** Vzorek č.13 - zvětšeno 100x a 1000 x - fer. 45 %; per. 20 %; mart. 35 %



**Obr. 132.** Vzorek č.16 - zvětšeno 100x a 1000x - fer. 40 %; per. 50 %; mart. 10 %

Vývoj mikrostruktury vzorků tvářených dle schématu 1 je, dle přehledu uvedeného v **Tabulce 24**, velmi obtížné verifikovat ve vazbě na teplotu finální deformace. Procentuální obsah martenzitu ve struktuře kolísá od 0 do 40 %, ale bez jakéhokoliv vazby na teplotu deformace. Obsah feritu se pohybuje od 30 do 45 %.

Vývoj mikrostruktury vzorků tvářených dle schématu 2 je již možné hodnotit jako závislý na teplotě finální deformace. Procentuální obsah martenzitu ve struktuře roste s klesající teplotou finální deformace.

**Tabulka 24** Přehled parametrů plastometrického testu a dosažených výsledků pro jakost 30MnVS6

	$T_d^1$ (°C)	$\epsilon_1$ ( )	$\dot{\epsilon}_1$ (s <sup>-1</sup> )	$T_d^2$ (°C)	$\epsilon_2$ ( )	$\dot{\epsilon}_2$ (s <sup>-1</sup> )	$T_w$ (°C)	ferit (%)	perlit (%)	martenzit (%)	velikost zrna ASTM	pozn.
2	1050	0,45	10	800	0,45	80	750	40	55	5	8	schéma1
3	1050	0,45	10	820	0,45	80	750	45	35	20	8	schéma1
4	1050	0,45	10	840	0,45	80	750	35	35	30	8	schéma1
5	1050	0,45	10	860	0,45	80	750	35	40	25	8	schéma1
6	1050	0,45	10	880	0,45	80	750	35	40	25	8	schéma1
7	1050	0,45	10	900	0,45	80	750	40	60	0	8	schéma1
8	1050	0,45	10	920	0,45	80	750	30	40	30	8	schéma1
9	1050	0,45	10	940	0,45	80	750	30	30	40	8	schéma1
10	1050	0,45	10	800	0,45	50	750	30	20	50	8	schéma2
11	1050	0,45	10	820	0,45	50	750	45	5	50	8	schéma2
12	1050	0,45	10	840	0,45	50	750	35	25	40	8	schéma2
13	1050	0,45	10	860	0,45	50	750	45	20	35	8	schéma2
14	1050	0,45	10	880	0,45	50	750	40	40	20	8	schéma2
15	1050	0,45	10	900	0,45	50	750	45	35	20	8	schéma2
16	1050	0,45	10	920	0,45	50	750	40	50	10	8	schéma2
17	940	0,45	10	940	0,45	50	750	45	35	20	8	schéma2

### 6.3.2.2 Diskuze výsledků metalografické analýzy dle TŽ, a.s.

Z metalografické analýzy vyplývá, že mikrostruktura vzorků podrobených plastometrické simulaci dle schématu 1 je feriticko - perlitická s podílem martenzitu. Struktura vykazuje heterogenní uspořádání a podíly strukturních fází se mění bez zjevné závislosti na teplotě finální deformace. Ve struktuře je zřejmá řádkovitost strukturních fází a zrno je protažené ve směru kolmém na směr působení kovádla.

Mikrostruktura vzorků tvářených dle schématu 2 je rovněž feriticko - perlitická s jistým podílem martenzitu. I v tomto případě je struktura značně heterogenní a její řádkovitost je znatelná i při vyšších teplotách. Dochází k poklesu obsahu martenzitu ve struktuře s rostoucí teplotou deformace a rostoucí rychlostí ochlazování.

Na daných snímcích byla stanovena velikost zrna 8 dle normy ASTM E112. Velikost zrna se stanoví srovnáním s referenčními obrazy normalizovaných struktur při stonásobném zvětšení. U tohoto typu mikrolegované oceli nebyla zaznamenána změna velikosti zrna se snižováním teploty finální deformace.

### **6.3.2.3 Diskuse výsledků metalografické analýzy dle VŠB - TUO**

Z teoretického hlediska by při takto vysokých teplotách deformace a na základě detailního studia záznamu teploty jak ve vnitřním vakuovém prostoru zkušební komory, tak i na připojeném termočlásku, kdy v celém objemu vzorku došlo vždy na teplotě 750 °C k prodlevě v době cca 1 minuta a teprve pak nastalo pomalé ochlazování rychlostí 2 °C/s, nemělo dojít k vytvoření martenzitické fáze.

Analýza vzorků byla provedena současně v laboratořích VŠB - TU v Ostravě a Třineckých železáren, a.s., překvapivě však s rozdílnými výsledky podílů jednotlivých fází mikrostruktury. Jednalo se především o procentuelní množství zastoupení martenzitu, resp. horního či dolního bainitu.

Na základě provedené analýzy fotek mikrostruktur je konstatováno, že analyzovaná struktura dle schématu 1 má heterogenní uspořádání obsahující proeutektoidní ferit v řádkovitém uspořádání, který vznikl z deformovaného austenitu mezi teplotami  $Ar_3$  a  $Ar_1$ , dále horní bainit a jemný (spodní) perlit. U některých teplot se oproti teoretickým předpokladům objevuje v kombinaci s horním bainitem také martenzit. Lze to snad částečně zdůvodnit nerovnoměrným ochlazením v některých místech povrchu provalku, kde následně teplota klesla na hodnoty kolem 200 °C, a mohlo dojít k lokálnímu vzniku martenzitu.

Obdobně jako u struktur vzorků z oblasti zkoušek dle schématu 1 lze konstatovat u vzorků dle schématu 2 výskyt heterogenního uspořádání fází s podíly proeutektoidního feritu, horního bainitu a jemného perlitu. V souladu se změnou ochlazovacích rychlostí dochází ke změnám podílů přítomných fází. Také v této oblasti zkoušek se u některých teplot oproti teoretickým předpokladům objevuje v kombinaci s horním bainitem také martenzit.

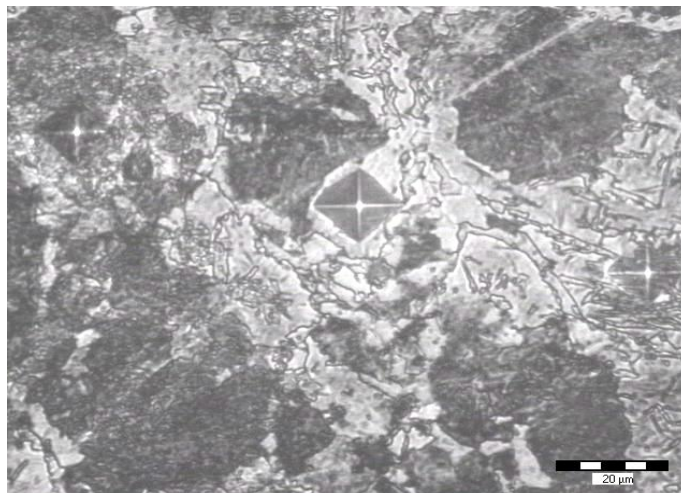
Struktury vzorků z oblasti zkoušek dle schématu 3 se vyznačují také heterogenním uspořádáním, zde se však už ve větší míře objevuje i fáze martenzitu, především na úkor proeutektoidního feritu a perlitu, který se s rostoucí teplotou tváření a rychlostí ochlazování postupně ztrácí. Fáze martenzitu se vyskytuje pak většinou v kombinaci s dolním bainitem.

### **Mikrostrukturní analýza dle Vickersova testu tvrdosti**

Na základě rozdílné tvrdosti jednotlivých fází mikrostruktury, jako např. martenzitu a bainitu, lze teoreticky rozlišit přítomnost obou těchto fází v analyzovaném vzorku. Z toho důvodu byl na vzorcích, jež byly tvářeny při okrajových teplotách stanoveného intervalu a byly u nich tedy v Třineckých železárnách, a.s. stanoveny největší, resp. nejmenší podíly martenzitu, proveden v laboratořích VŠB - TUO Vickersův test tvrdosti. Zde je nutno opět podotknout, že toto ověření je čistě orientační.

Test tvrdosti byl proveden na elektronickém tvrdoměru LECO (zatížení 10-1000 g) na VŠB – TUO při zatížení HV 0,05, tzn. 50 g. Tvrdost byla stanovena v 5 - 6 různých místech (bodech) každého vzorku tak, aby bylo možné rozhodnout, zda ty fáze, resp. oblasti struktury, u nichž lze ztěžší rozhodnout zda se jedná o martenzit či bainit, odpovídají orientačním tabulkovým hodnotám tvrdosti. Příklad mikrostrukturních snímků po Vickersově testu tvrdosti při zvětšení 20  $\mu\text{m}$  je uveden na **Obr. 133**.





**Obr. 133.** Mikrostrukturní snímek Vickersova testu tvrdosti HV 0,05 ve vzorku č.7

Z provedených vpichů a kontroly na vzorcích na okraji schémat experimentů (nízké a vysoké teploty, pomalá a rychlá rychlost ochlazování) vyplývá, že až na výjimky se neseťkáváme s takovou tvrdostí, která by nás opravňovala hovořit o martenzitické struktuře. Domnívám se proto, že většina vzorků má skutečně bainitickou strukturu a stanovení vyššího obsahu martenzitu na analyzovaných vzorcích v Třineckých železárnách, a.s. je spíše poplatné používanému způsobu vyhodnocování.

### 6.3.3 Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 20MnV6

Vzhledem k výsledkům metalografických rozborů vzorků deformovaných dle kapitoly 6.3.2 uvedeným v kapitole 6.3.2.1, byl zvolen koncepčně shodný plastometrický test s jinými hodnotami deformací, deformačních rychlostí a teplot v průběhu experimentu než v 6.3.2.

V rámci experimentu bylo 15 vzorků vanadem mikrolegované oceli opět podrobeno PSCT. Experiment byl proveden na plastometru Gleeble v IMŽ Gliwice. Chemické složení materiálu vzorků jakosti 20MnV6 je uvedeno v **Tabulce 25**.

**Tabulka 25** Chemické složení vzorků jakosti 20MnV6

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Nb	Ti	N
0,185	1,43	0,328	0,04	0,02	0,003	0,014	0,130	0,003	0,0016	0,0100

Experiment byl rozdělen na čtyři schémata lišící se počtem provedených deformací, deformačních rychlostí či přímo teplotou deformace, s cílem porovnat dosaženou mikrostrukturu při různých podmínkách tváření. Matematický popis deformačního chování zkoumané jakosti na základě získaných závislostí napětí-deformace nebyl zamýšlen.

Všechny vzorky byly ohřáty z pokojové teploty na teplotu 1130 °C rychlostí 5 °C.s<sup>-1</sup>. Dle schématu 1 byly vzorky podrobeny deformačním podmínkám odpovídající tváření Ø 40 mm, kdy parametry jsou popsány v kapitole 6.3.2 - schéma 2. Doba ochlazování na teplotu deformace byla 300 s. Interval teplot vzorků před druhou deformací byl v rozmezí 940-760 °C (s krokem po 30 °C). Velikost první deformace byla 0,45 s rychlostí deformace 10 s<sup>-1</sup>. Doba mezi první a druhou deformací byla stanovena na 25 s a velikost druhé deformace 0,2 s rychlostí deformace 20 s<sup>-1</sup>. Následovalo volné chlazení na vzduchu s rychlostí 1 °C.s<sup>-1</sup>. Průběh testu dle schématu 1 je zobrazen na **Obr. 9.1.** v **Příloze 9** v závislosti teploty vzorku na čase s vyznačením deformace.

Rozdíly oproti schématu 2 zmíněnému v kapitole 6.3.2 byly především v delší době ochlazování na teplotu první deformace a nižší hodnotě druhé deformace. Delší doba ochlazování (300 s oproti 60 s) byla aplikována s cílem dosáhnout zrovnoměnění struktury před první deformací. Dle výsledků metalografického rozboru uvedeného v kapitole 6.3.2.2 je ve struktuře přítomna martenzitická fáze. Ta by mohla být způsobena výskytem nerozpuštěných segregací ve struktuře vzorků. Tento předpoklad je dán zkušenostmi získanými v TŽ, a.s., kdy k eliminaci tohoto jevu se používá ohřev na vysoké teploty, resp. výdrž na teplotách ohřevu. Jde o částečné nahrazení tzv. homogenizačního žíhání vsázky. V případě plastometrického testu byla zvolena pouze prodloužená doba ochlazování na teplotu deformace. Delší prodleva než uvedených 300 s by sice byla žádoucí, ale delší doba zkoušení zvyšuje cenu prováděných testů na plastometru.

Nižší hodnota druhé deformace (0,2 oproti 0,45) byla zadána na základě předpokladu, že eliminujeme vliv poměrně vysoké deformace dané součtem deformací předhotovni a hotovni stolice ASC. Bude tedy brán v úvahu pouze průchod jednou stolicí.

Dle schématu 2, viz **Obr. 9.2.** v **Příloze 9**, byly vzorky podrobeny deformačním podmínkám obdobným schématu 1, kdy po druhé deformaci byly vzorky po prodlevě 1 s ochlazeny na teplotu 750 °C. Rychlost chlazení se pohybovala od 5 do 95 °C.s<sup>-1</sup> dle teploty druhé deformace. Pak následovalo volné chlazení na vzduchu rychlostí 1 °C.s<sup>-1</sup>.

Dle třetího schématu (**Obr. 9.3.** v **Příloze 9**) byl vzorek tvářen bez chlazení, pro získání mikrostruktury zkoumaného materiálu odpovídající konvenčnímu válcování, resp. tváření bez vlivu zrychleného ochlazování. Časy, velikosti a rychlosti deformací jsou identické jako v případě schématu 1.

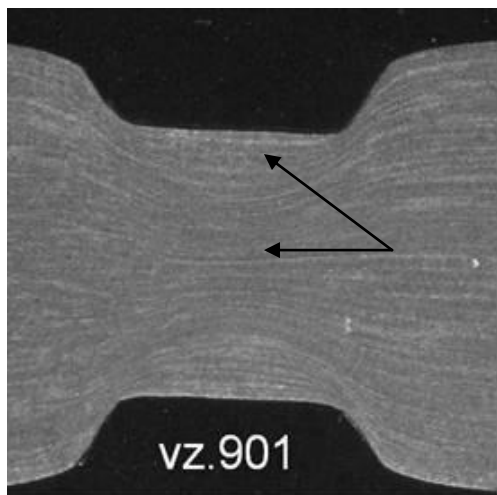
Postupně tak byly získány 4 schémata obsahující křivky napětí-deformace dle stanovených podmínek, tj. dle zadaných deformací, deformačních rychlostí a příslušných teplot. Vzorky byly následně podrobeny hodnocení mikrostruktury - velikost zrna a podíl fází [20]. Matematický popis získaných závislostí není předmětem této práce.

#### **6.3.3.1 Hodnocení struktury vzorků po tlakové zkoušce s rovinnou deformací na plastometru Gleeble jakosti 20MnV6**

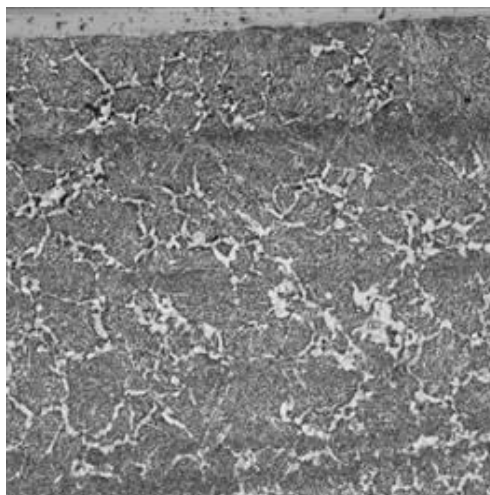
Pro metalografickou analýzu byl každý deformovaný vzorek rozříznut po délce a vybroušen. Na jednotlivých vzorcích byla provedena metalografická analýza ve zkušebnách Třineckých železáren, a.s., včetně stanovení podílů fází a velikostí zrna.

Posuzovaný vzorek po plastometrické zkoušce je zobrazen na **Obr. 134**. Na všech výbrusech byla patrná řádkovitost deformované struktury.

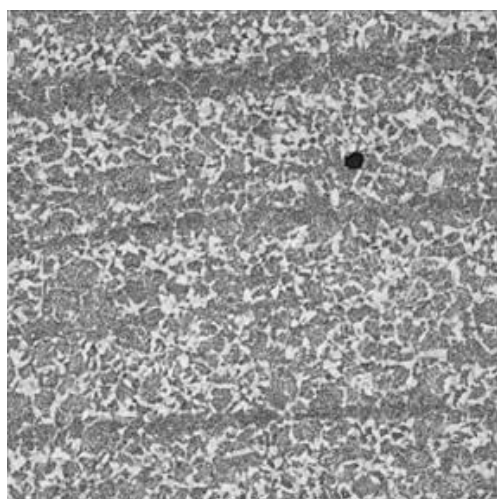
Za základní strukturu je považován vzorek tvářený konvenčním způsobem, tj. dle schématu 3 (vzorek č.1 - **Obr. 134.** - **137.**). Na vzorku byly zjištěné znaky zakalené fáze, která byly tvořena bainitem a nízkouhlíkovým martenzitem. Jednotlivé bloky zakalené fáze byly ohraničeny zrny feritu a perlitu. Ve zvýšeném množství byl pozorován martenzit v deformovaných vrstvách (**Obr. 137.**). Na povrchu je velikost bainitických bloků 4 dle ASTM E112 a zrna feritu a perlitu odpovídají velikosti - 7,5 / 8 (**Obr. 135.**). Podíl feritu v povrchové vrstvě je cca 19 %. Ve středu v deformovaných vrstvách bylo pozorováno zjemnění bainitických bloků na 5-5,5 dle ASTM E112 velikost a zrna feritu, perlitu odpovídají stupni 8 (**Obr. 136.**). Podíl feritu ve středové vrstvě je cca 35 %. Nízkouhlíkový martenzit je vyloučen v bainitických blocích.



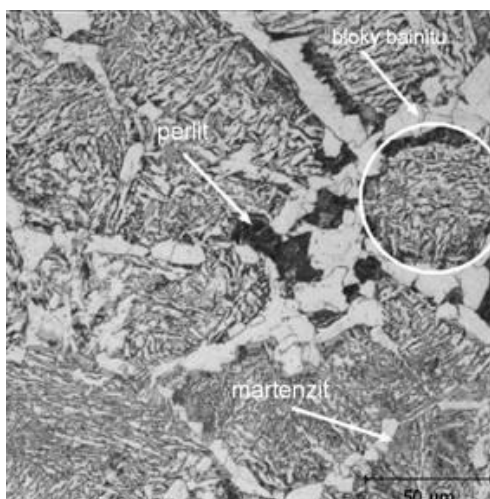
**Obr. 134.** Vzorek po plastometrické zkoušce na Gleeblu



**Obr. 135.** Struktura povrchu vzorku (100x zvětšeno)



**Obr. 136.** Struktura ve středu vzorku 1 (100x zvětšeno)



**Obr. 137.** Struktura ve středu vzorku 1 (500x zvětšeno)

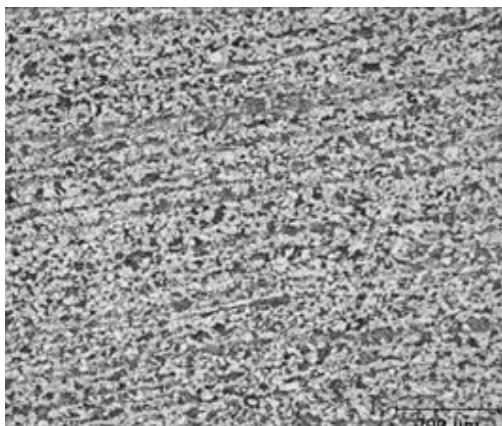
Na **Obr. 138.** a **139.** je vzorek č. 5 tvářený dle schématu 1. Struktura na povrchu je tvořena menšími bloky zakalené fáze (bainit a nízkouhlíkový martenzit), vyloučenými ve vrstvách deformace. Ferit a perlit je vyloučen na hranicích bloků bainitu. Ve středu vzorku byla zrna feritu a perlitu rovnoměrně rozložena mezi deformovanými vrstvami (**Obr. 139.**).

Povrch - velikost bainitických bloků dle ASTM E112 byla 4,5 a zrna feritu, perlitu odpovídají velikosti - 8. Podíl feritu v povrchové vrstvě je cca 23 %.

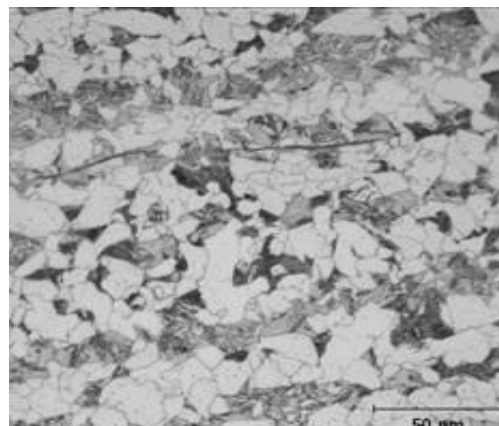
Střed - v deformovaných vrstvách bylo pozorováno zjemnění bainitických bloků dle ASTM E112 velikost - 7,5 / 8 a zrna feritu, perlitu odpovídají velikosti - 8 / 8,5 (**Obr. 138.**).

Podíl feritu ve středové vrstvě cca je 44 %.

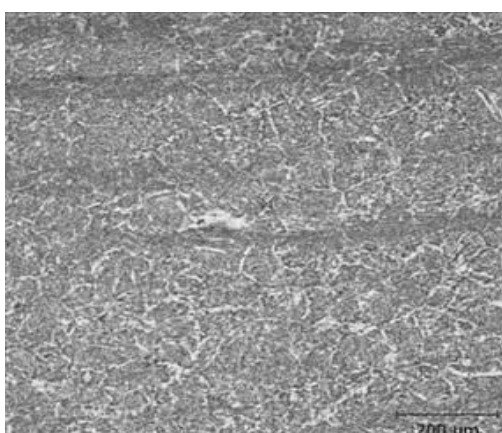
Tato struktura je běžná u všech vzorků, s výjimkou vzorku č.5 (**Obr. 140. a 141.**), který vykazuje rysy výrazně zakalené struktury, bloky bainitu místy ohraničené feritem, který má tvar jehlic. Ve struktuře je zvýšený výskyt martenzitu a malé množství perlitu. Z důvodu značně zakalené struktury nebyla měřena velikost zrna a podíly jednotlivých fází.



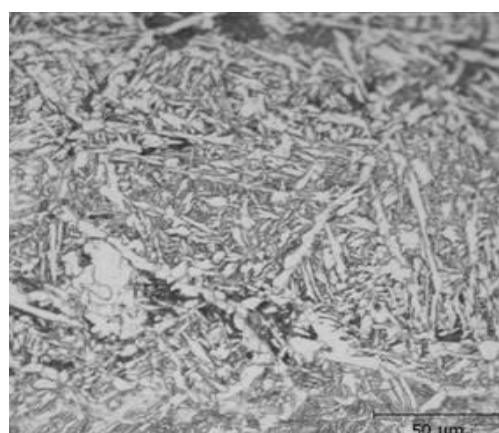
**Obr. 138.** Struktura ve středu vzorku 5  
(100x zvětšeno)



**Obr. 139.** Struktura ve středu vzorku 5  
(500x zvětšeno)



**Obr. 140.** Struktura ve středu vzorku 8  
(100x zvětšeno)



**Obr. 141.** Struktura ve středu vzorku 8  
(500x zvětšeno)

V **Tabulce 26** jsou uvedeny podíly fází a velikosti zrn ve středech vzorků. Zároveň jsou připojeny příslušné deformace, rychlosti deformace a teploty. Opět je patrný značný výskyt martenzické fáze ve struktuře. Martenzit se vyskytuje dokonce u nechlazeného vzorku č.1. tvářeného dle schématu 3.

**Tabulka 26** Přehled parametrů def. a výsledků rozboru mikrostruktury pro jakost 20MnV6

	$T_d^1$	$\epsilon_1$	$\dot{\epsilon}_1$	$T_d^2$	$\epsilon_2$	$\dot{\epsilon}_2$	$T_w$	ferit	perlit	martenzit	bainit	velikost zrna F+P	velikost zrna B	pozn.
	(°C)	( )	(s <sup>-1</sup> )	(°C)	( )	(s <sup>-1</sup> )	(°C)	(%)	(%)	(%)	(%)	ASTM	ASTM	
1	1050	0,45	10	1050	0,2	20	1050	35	10	25	30	5	8	schéma3
2	1050	0,45	10	940	0,2	20	940	35	15	20	30	6	8	schéma1
3	1050	0,45	10	910	0,2	20	910	35	15	20	30	7	8	schéma1
4	1050	0,45	10	880	0,2	20	880	35	15	15	35	7-8	8	schéma1
5	1050	0,45	10	850	0,2	20	850	40	15	20	25	7	8	schéma1
6	1050	0,45	10	820	0,2	20	820	40	15	25	20	6-7	8	schéma1
7	1050	0,45	10	790	0,2	20	790	40	25	20	15	6	8	schéma1
8	1050	0,45	10	760	0,2	20	760	35	10	25	30	6	8	schéma1
9	1050	0,45	10	940	0,2	20	750	40	15	20	25	6	8	schéma2
10	1050	0,45	10	910	0,2	20	750	40	10	20	30	6	8	schéma2
11	1050	0,45	10	880	0,2	20	750	45	15	15	25	5-6	8	schéma2
12	1050	0,45	10	850	0,2	20	750	45	10	20	25	5-6	8	schéma2
13	1050	0,45	10	820	0,2	20	750	40	10	20	30	5-6	8	schéma2
14	1050	0,45	10	790	0,2	20	750	40	15	15	30	5-6	8	schéma2
15	1050	0,45	10	760	0,2	20	750	40	20	20	20	5	8	schéma2

### 6.3.3.2 Diskuze metalografických výsledků 20MnV6

Výsledky byly podobné jako u vzorků tvářených dle kapitoly 6.3.2. Tentokrát byla metalografem identifikována spolu s martenzitickou i bainitická fáze. Struktura byla tvořena zakalenou fází, která byla tvořena bainitem a nízkouhlíkovým martenzitem. Jednotlivé bloky zakalené fáze byly ohraničeny zrna feritu a perlitu. Ve zvýšeném množství byl pozorován martenzit v deformovaných vrstvách. Ve středu bylo pozorováno zjemnění bainitických bloků dle ASTM E112 velikost 5 / 5,5 a zrna feritu, perlitu odpovídají stupni 8.

Důvod přítomnosti martenzitu ve struktuře je opět nejasný, stejně jako v případě plastometrického experimentu uvedeného v kapitole 6.3.2. Rychlosti chlazení na plastometru Gleeble zaznamenané termočlánkem připevněným na povrchu vzorků po celou dobu provádění zkoušky nevykazují žádné prudké poklesy teplot.

U zkoumané značky oceli se neprojevil vliv změny teploty deformace na změnu velikosti výsledného feritického zrna nebo na zásadní změnu podílu fází ve struktuře.

### 6.3.4 Simulace tváření vanadem mikrolegované oceli 38MnVS6

Vzhledem k výsledkům metalografických rozborů provedených u vzorků jakosti 30MnVS6 a 20MnV6, tj. přítomnost martenzitu ve struktuře a malá citlivost změny struktury na změnu teplotních a deformačních podmínek, bylo v tomto testu uvažováno s možností plastometrické simulace podmínek válcování tyčí do svitků. Varianta válcování do svitků se oproti válcování tyčí na chladicí lože vyznačuje výrazně nižší rychlostí ochlazování na vzduchu.

V rámci experimentu bylo 18 vzorků podrobeno PSCT. Byla zkoumána ocel 38MnVS6 s chemickým složením uvedeným v **Tabulce 27**. Experiment byl rozdělen do 3 schémat, lišících se teplotami provedených deformací a rychlostmi ochlazování. Experiment byl proveden na plastometru Gleeble 3500 Politechniki Czestochowa. Experimentem nebylo simulováno válcování žádného konkrétního rozměru, ale zkoumány reálně dosažitelné hodnoty ochlazování po finální deformaci v ASC. Zároveň byl eliminován vliv intenzivního ochlazení, které bylo použito při plastometrických experimentech dle kapitol 6.3.2 a 6.3.3.

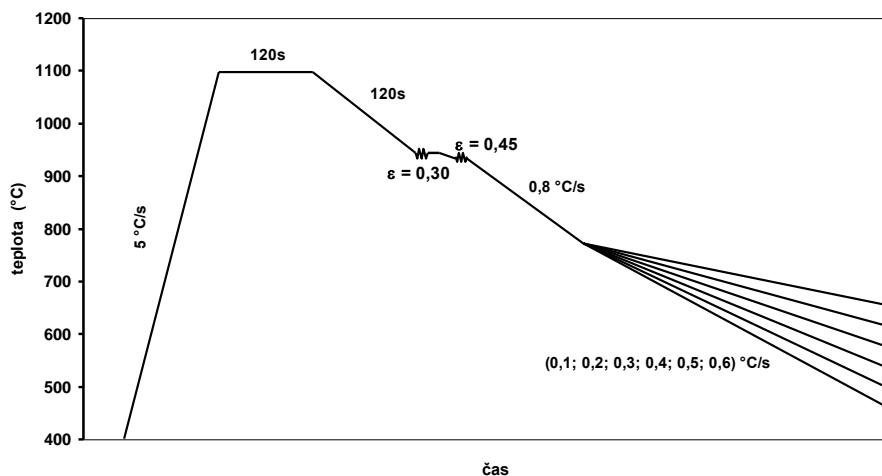
**Tabulka 27** Chemické složení vzorků jakosti 38MnVS6

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Nb	Ti	N
0,388	1,39	0,612	0,03	0,01	0,002	0,036	0,114	0,002	0,0005	0,0102

Všechny vzorky byly ohřáty z pokojové teploty na teplotu 1100 °C rychlostí 5 °C.s<sup>-1</sup>. Poté následovala prodleva na teplotě ohřevu o délce 120 s a následoval pokles teploty na teplotu první deformace o délce 120 s. Teplota, velikost a rychlost první deformace byly pro všechny vzorky stejné, a to 950 °C, 0,30 (-) a 10 s<sup>-1</sup>. Následovala prodleva 20 s. Poté byly vzorky ochlazeny rychlostí chlazení 1 °C.s<sup>-1</sup> na teplotu druhé deformace. Teplota druhé deformace byla pro první schéma 930 °C, pro druhé schéma 900 °C a pro třetí schéma 870 °C.

Velikost druhé deformace byla 0,45 a deformační rychlost 25 s<sup>-1</sup>, opět stejné pro všechny tři schémata. Po deformaci bylo zařazeno ochlazování rychlostí 0,8 °C.s<sup>-1</sup> po dobu 150 s, tzn. dle prvního schématu na teplotu 780 °C, dle druhého na 750 °C a dle třetího na 720 °C. Toto ochlazování odráží zhruba podmínky ochlazování vývalku po deformaci, tj. od stolice ASC do navíječky a manipulaci svitku před přemístěním do izolovaného tunelu nebo nad ventilátory nuceného chlazení. Po ochlazení na teplotu 780 °C, resp. 750 °C a 720 °C, byla rychlost ochlazování snížena variantně na 0,1 až 0,6 °C.s<sup>-1</sup> s krokem po 0,1 °C.s<sup>-1</sup>. Chlazení těmito rychlostmi bylo vedeno až do teploty 400 °C, poté následovalo volné

ochlazení na pokojovou teplotu. Na **Obr. 142.** je zobrazena závislost teploty vzorků na čase s vyznačením deformací pro schéma 1.



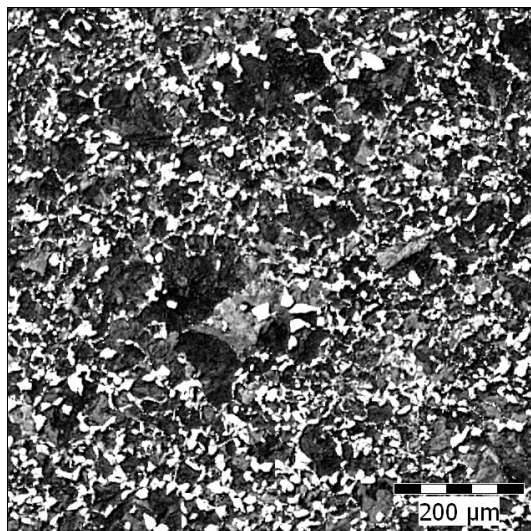
**Obr. 142.** Závislosti teploty na čase pro schéma 1

Postupně tak byly získány 3 schémata obsahující křivky napětí-deformace dle stanovených podmínek, tj. dle zadaných deformací, deformačních rychlostí a příslušných teplot. Matematický popis získaných závislostí není předmětem této práce. Vzorky byly následně podrobeny hodnocení mikrostruktury - velikost zrna a podíl fází.

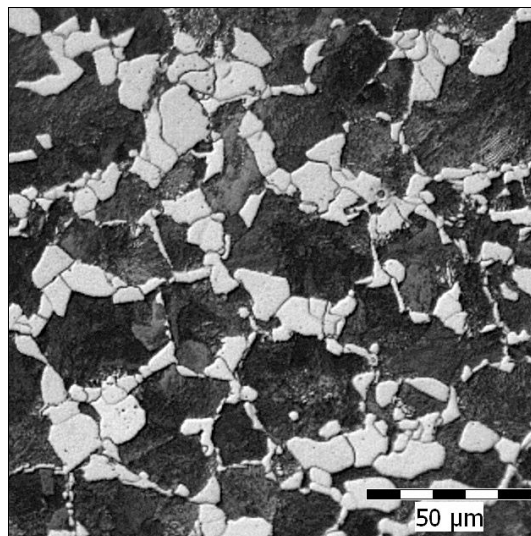
#### 6.3.4.1 Hodnocení struktury vzorků po tlakové zkoušce s rovinnou deformací na plastometru Gleeble jakosti 38MnVS6

Dodané vzorky byly po délce rozříznuty a na řezech byly zhotoveny metalografické výbrusy. Byla provedena metalografická analýza ve zkušebnách Třineckých železáren, a.s. Na vzorcích byl rovněž proveden rozbor podílů fází a stanovena velikost zrna dle ASTM E112.

Mikrostruktura středové části vzorku č.1, tvářeného dle schématu 1, je zobrazena na **Obr. 143.** a **144.** Velikost zrna dle ASTM je mezi 8 a 9. Struktura je feriticko-perlitická s podílem 30-70 %. Výskyt martenzitu nebo bainitu nebyl prokázán. Struktura je rovnoměrná. Nebyla prokázána řádkovitost typická pro vzorky tvářené dle kapitol 6.3.2 a 6.3.3.



**Obr. 143.** Vzorek č.1 - velikost zrna (zv. 100x)



**Obr. 144.** Vzorek č.1 - velikost zrna (zv. 500x)



Rozdíly v mikrostrukturách u ostatních vzorků byly minimální. Ve středové části byl poměr ferit-perlit vždy 30-70 %. Na povrchu vzorku, v místě kontaktu vzorku s kovádkem, byly zjištěny odchylky od tohoto poměru, stejně tak došlo ke zjemnění zrna na hodnoty 9-10 dle ASTM. Tato část vzorku však není předmětem zájmu výsledku tohoto testu.

#### **6.3.4.2 Diskuze metalografických výsledků jakosti 38MnVS6**

Vliv teploty deformace ani rychlosti ochlazování v rozsahu dle zadání experimentu se u této značky oceli neprojevil na změně velikosti zrna ani na změně podílu fází ve středové oblasti vzorku. V povrchové části vzorku (kontakt kovádky a vzorku) bylo pozorováno zjemnění zrna. Je to dáno odlišnými deformačními parametry oproti středu vzorku. Nebyla zjištěna přítomnost zákalné fáze a to ani v povrchových částech vzorků.

#### **6.3.5 Diskuze výsledků tváření vzorků ocelí legovaných vanadem na plastometru Gleeble**

Plastometrickému experimentu byly podrobeny tři jakosti oceli mikrolegované vanadem, běžně válcované na kontijemné trati. Liší se navzájem chemickým složením. Jednotlivé sady testů pro každou z jakostí byly odlišné, kdy vždy sledovaly specifický cíl. Plastometrické experimenty probíhaly na dvou plastometrech dislokovaných na různých pracovištích. Přesto je možné na základě dosažených výsledků vyslovit některé obecné závěry nebo předpoklady.

Na vzorcích tvářených v IMŽ Gliwice, viz kapitoly 6.3.2 a 6.3.3, se ve značné míře vyskytovala zákalná fáze, ať už bainit nebo martenzit. Dle výsledků počítačové simulace extrémních podmínek chlazení pomocí programu CCT Offline pro rozměr 20 mm dle TTT diagramu vychází podíl fází ferit-perlit-bainit 23-73-4 % pro jakost 38MnVS6, resp. 32-67-1 % pro jakost 30MnVS6. Podíl zákalné fáze však ve výsledných vzorcích dosahoval výrazně vyšších hodnot, viz např. 25 % martenzitu a 30 % bainitu u vzorku č.1 popsaného v kapitole 6.3.3, tvářeného dle schématu 3 bez intenzivního ochlazování.

U vzorků tvářených v Politechnice Czestochowa, viz kapitola 6.3.4, se zákalná fáze neobjevila. Vyslovuji proto předpoklad, že proces ochlazování vzorků nebyl v IMŽ Gliwice v souladu se zadáním, přestože záznamy z termočlánku vypovídají jinak. To pak zásadně ovlivnilo dosažené mikrostruktury hodnocené za studena. V rámci rozboru literárních zdrojů byla martenzitická struktura u C-Mn-V ocelí prezentována v [81]. Autoři zde simulovali proces ohřevu na 1100 °C, následovaný ochlazením na teplotu deformace 760-820 °C s velikostí deformace až 1,2 a rychlostí deformace 1-10 s<sup>-1</sup>. Podmínky procesu zkoušení byly tedy podobné těm, aplikovaným dle kapitol 6.3.2 a 6.3.3. Po deformaci však následovalo zakalení, tzn. dosažení martenzitické struktury bylo žádáno. Předpokládám proto, že v IMŽ s velkou pravděpodobností došlo k částečnému nebo úplnému zakalení vzorků po deformaci.

Přes výše uvedené omezení zkoumané značky ocelí ukázaly, že změna finální feriticko-perlitické struktury (podíl fází a velikost zrna) není příliš citlivá na změny teplot finálních deformací a, případně, následného intenzivního chlazení v rámci simulovaných podmínek. Stejně tak se prokázalo, že aplikované rychlosti ochlazování, simulující možnosti ochlazování svitků na KJT, nemají vliv na podíl fází, resp. na velikost výsledného zrna.

Vliv rozdílných podmínek tváření a ochlazování dle kapitol 6.3.2 a 6.3.4 na výsledné mechanické vlastnosti materiálu, tj. především zkouška tahem, nebyl na vzorcích získaných plastometrickým testem zkoumán. Srovnáním výsledků dvou koncepčně rozdílných plastometrických experimentů, tj. na SETARAMu a na GLEEBLu, je možné konstatovat, že dosažené výsledky z pohledu vlivu teploty finální deformace na zkoumané jakosti vanadem mikrolegované oceli si odpovídají. Hodnocení velikosti původního austenitického zrna se nepodařilo provést pro značný obsah síry ve zkoumaných jakostech ocelí.

## 7. VÝSLEDKY PRAKTICKÝCH EXPERIMENTŮ PROVEDENÝCH V PROVOZNÍCH PODMÍNKÁCH KONTIJEMNÉ TRATĚ

V provozních podmínkách KJT bylo provedeno ověření vlivu snížené teploty válcování v stolicích ASC na výsledné mechanické a strukturní vlastnosti ocelí vybraných ze širokého spektra značek vyráběných na KJT.

Byl zvolen ohřev sochoru na teplotu konvenčního válcování, tj. ve všech případech se pohybovala teplota sochoru na výstupu z pece mezi 1100-1130 °C. Následně byl sochor válcován na přípravném, středním a hotovním pořadí za konvenčních podmínek. Ve vodním boxu WB1 byl materiál variantně zchlazen na požadované teploty měřené před ASC. Po odválcování v ASC stolicích byl vývalek přiveden na chladicí lože, resp. navinut v navíječkách. Za stolicemi ASC již provalek nebyl nuceně ochlazován.

V tabulkách uvedené výsledné mechanické hodnoty a strukturní charakteristiky byly získány vždy průměrem ze tří vzorků. Podíl fází ve struktuře a velikost zrna uvedené v příslušných tabulkách byly hodnoceny ve středu vzorků, přestože dle výsledků uvedených v kap. 5.3.3 lze předpokládat nehomogenitu strukturních vlastností po průřezu provalku mezi středem a povrchem. Hodnoty jsou zaokrouhleny na celá čísla. Veškerá konstatování jsou vztažena na aplikovaný interval teplot finální deformace ve stolici ASC.

### 7.1 Válcování jakosti 38MnVS6 do tyčí ø 25 mm

Dle postupu uvedeného v úvodu kapitoly 7 byla do tyčí odválcována značka oceli 38MnVS6. Chemické složení zkoušené oceli je uvedeno v **Tabulce 27**, v kapitole 6.3.4. Dosažené výsledky základních mechanických a strukturních parametrů jsou uvedeny v **Tabulce 28**. Nejnižší teplota, které se podařilo dosáhnout v testu, je 780 °C.

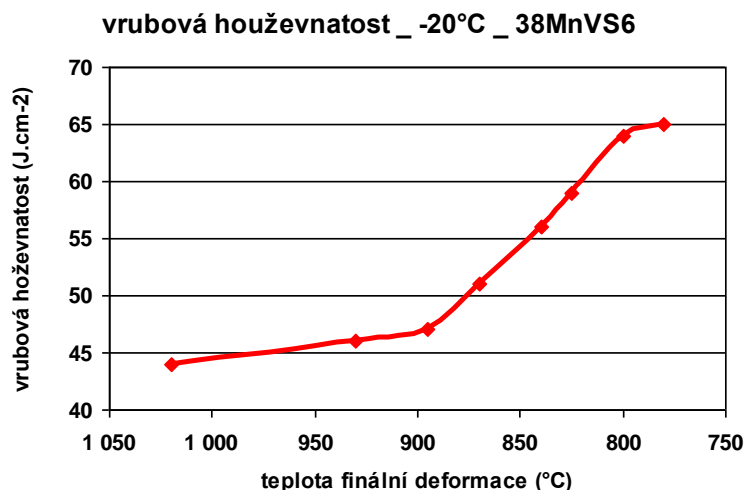
**Tabulka 28** Výsledné mech. hodnoty a strukturní charakteristika - 38MnVS6 -  
tyče ø 25 mm

teplota do ASC	velikost zrna	pevnost	mez kluzu	tvrdost	vrubová houž.	ferit	perlit
( °C )	( - )	(MPa)	(MPa)	(HBW)	(J.cm <sup>-2</sup> )	( % )	( % )
1020	9	725	567	205	44	30	70
930	9	729	571	206	46	35	65
895	9	728	572	209	47	30	70
870	9	744	596	212	51	30	70
840	9	725	578	206	58	40	60
825	9	724	570	205	59	30	70
800	9	728	572	204	64	35	65
780	9	726	574	205	65	35	65

Uvedeným pokusem se potvrdily výsledky dosažené při plastometrických experimentech (viz kapitoly 6.3.4.2 a 6.2.6), kdy se neprojevil vliv klesající teploty finální deformace na změnu podílu fází, a ani na velikost zrna. Hodnoty pevnosti, meze kluzu a tvrdosti rovněž nejsou ovlivněny teplotou finální deformace.

Avšak u hodnot vrubové houževnatosti je zřetelný nárůst v teplotním rozsahu pod 900 °C. Nárůst končí u hodnoty cca 800 °C. Závislost vlivu teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti je znázorněn na **Obr. 145**.





**Obr. 145.** Vliv teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti - 38MnVS6, tyče ø 25 mm

Potvrzuje se tak závěr části plastometrického experimentu na SETARAMu, uvedených v kapitole 6.2.5, tento materiál tváří nad teplotu  $A_{c3}$ , tj. do oblasti cca 780-820 °C. V této oblasti je vrubová houževnatost uvedené značky oceli o více než 40 % vyšší, než kdyby bylo aplikováno tváření za konvenčních teplot. Takto výrazně vyšší hodnota vrubové houževnatosti při zachování mechanických a strukturních charakteristik materiálu má pro odběratele tyčí z KJT zásadní význam, kdy jednoznačně zvyšuje užité vlastnosti jejich výrobků.

## 7.2 Válcování jakosti 38MnVS6 do svitků ø 23 mm

Pro porovnání výsledků dosažitelných při válcování při snížené teplotě do tyčí a do svitků byla jakost 38MnVS6 válcována v ø 23 mm do svitků. Dosažené výsledky jsou uvedeny v **Tabulce 29**. Pro válcování byla použita tavba s mírně odlišným chemickým složením než pro válcování popsaném v kapitole 7.1. Byl válcován rozměr 23 mm oproti rozměru 25 mm v případě tyčí a nejnižší dosažená teplota deformace byla 810 °C z důvodu technologického omezení navíječek.

**Tabulka 29** Výsledné mech. hodnoty a strukturní charakteristika - 38MnVS6 - svitek ø 23 mm

teplota do ASC ( °C )	velikost zrna ( - )	pevnost (MPa)	mez kluzu (MPa)	tvrdost (HBW)	vrubová houž. (J.cm <sup>-2</sup> )	ferit ( % )	perlit ( % )
1030	8-9	740	399	216	26	30	70
910	8-9	738	409	217	24	30	65
870	8-9	729	396	219	27	35	65
860	8-9	741	402	214	20	35	65
830	8-9	752	398	214	22	30	70
810	8-9	726	397	212	40	35	65

Opět se neprojevil vliv klesající teploty finální deformace na změnu podílu fází a ani na velikost zrna. Hodnoty pevnosti, meze kluzu a tvrdosti nebyly ovlivněny teplotou finální deformace. Tentokrát byla metalografickým rozbořem detekována přítomnost zákalné fáze ve středu provalku maximálně však do 5 %. Hodnota vrubové houževnatosti se prudce zvýší při dosažení teploty deformace 810 °C.

Oproti výsledkům dosaženým při válcování zkoumané značky oceli do tyčí uvedeným v kapitole 7.1, je možné konstatovat několik významných rozdílů. Pevnost oceli válcované do svitků je cca o 60 MPa (tj. o 8 %) nižší než válcovaná do tyčí. Mez kluzu je pak v průměru nižší o 180 MPa, tj. o 30 %. Projevila se značná rozkolísanost dosažených výsledků při zjišťování hodnot vrubové houževnatosti u svitků, kdy rozdíly mezi třemi vzorky odebranými z délky tyče cca 1 m dlouhé, vykazovaly rozdíly i více než 100 %, kdy u tyčí se jednalo pouze o jednotky %. Potvrdily se tak předpoklady zjištěné počítačovou simulací (viz kapitola 5.4.1) a praktickým proměřením (viz kapitola 5.4.2) o vlivu použité technologie navíjení na vznik nehomogenity vlastností materiálu po délce tyče.

### 7.3 Válcování jakosti 30MnVS6 do tyčí ø 23 mm

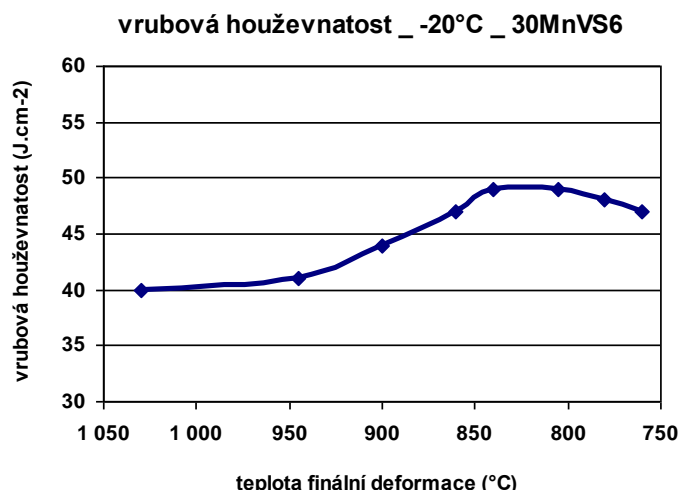
Dle postupu uvedeného v úvodu kapitoly 7 byla do tyčí odválcována značka oceli 30MnVS6. Chemické složení zkoušené oceli je blízké hodnotám uvedeným v **Tabulce 23** v kapitole 6.3.2. Dosažené výsledky základních mechanických a strukturních parametrů jsou uvedeny v **Tabulce 30**. Nejnižší teplota, které se podařilo dosáhnout v testu, je 760 °C.

**Tabulka 30** Výsledné mech. hodnoty a strukturní charakteristika - 30MnVS6 -  
tyče ø 23 mm

teplota do ASC	velikost zrna	pevnost	mez kluzu	tvrdost	vrubová houž.	ferit	perlit
( °C )	( - )	(MPa)	(MPa)	(HBW)	(J.cm <sup>-2</sup> )	( % )	( % )
1030	9	799	578	221	40	30	75
945	9	800	582	223	41	25	75
900	9	812	576	225	44	30	70
860	9	805	579	228	47	30	70
840	9	802	578	226	49	30	70
805	9	797	581	224	49	25	75
780	9-10	804	587	223	48	25	75
760	9-10	798	584	221	47	25	75

Pokusem se opět potvrdily výsledky dosažené při plastometrickém experimentu (viz kapitola 6.3.2.2, resp. 6.3.2.3), kdy se neprojevil vliv klesající teploty finální deformace na změnu podílu fází, a ani na velikost zrna. Oproti výsledkům uvedeným v kapitolách 6.3.2.2, resp. 6.3.2.3, a v souladu s předpoklady, nebyla zjištěna ve struktuře přítomnost zákalné fáze.

Hodnoty pevnosti, meze kluzu a tvrdosti rovněž nejsou ovlivněny teplotou finální deformace. Stejně jako v kapitole 7.1 se snižování teploty finální deformace projevilo v nárůstu vrubové houževnatosti. Maximální hodnoty vrubové houževnatosti bylo u této značky dosaženo při teplotě finální deformace 840-800 °C. Změna teploty finální deformace mimo tento interval s sebou nese pokles hodnot vrubové houževnatosti, kdy pokles při teplotách nižších než 800 °C je nižší než při teplotách vyšších než 840 °C. Absolutní nárůst je pouze 20 % oproti 40 % u jakosti 38MnVS6 uvedené v kapitole 7.1. Závislost vlivu teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti pro zkoumanou značku oceli je znázorněn na **Obr. 146**.



**Obr. 146.** Vliv teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti - 30MnVS6, tyče ø 23 mm

## 7.4 Válcování jakosti S355J2 do tyčí ø 20 mm

Do tyčí byla odválcována značka oceli S355J2. Chemické složení zkoušené oceli je uvedeno v **Tabulce 31**. Jakost S355J2 spolu s modifikacemi je v Třineckých železárnách, a.s. pravděpodobně do tyčí nejvíce vyráběná značka oceli.

**Tabulka 31** Chemické složení vzorků jakosti S355J2

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Nb	Ti	N
0,179	1,34	0,327	0,15	0,03	0,014	0,027	0,004	0,003	0,0014	0,0058

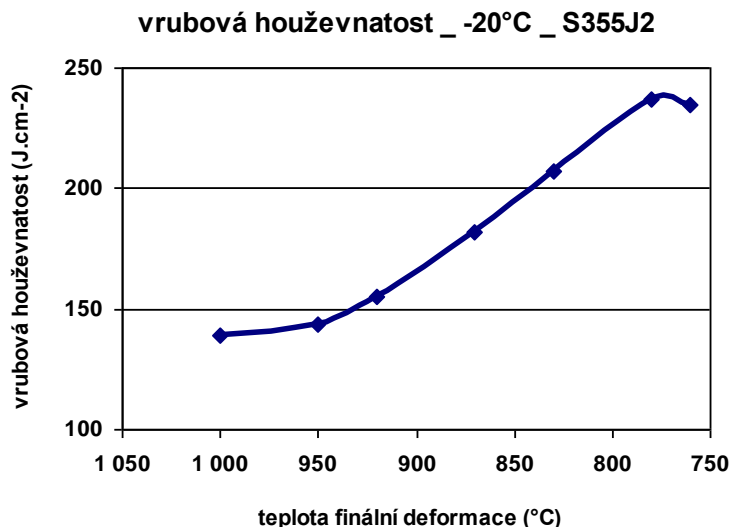
Dosažené výsledky základních mechanických a strukturních parametrů jsou uvedeny v **Tabulce 32**. Nejnižší teplota, které se podařilo dosáhnout v testu je 760 °C.

**Tabulka 32** Výsledné mech. hodnoty a strukturní charakteristika - S355J2 - tyče ø 20 mm

teplota do ASC	velikost zrna	pevnost	mez kluzu	tvrdost	vrubová houž.	ferit	perlit
( °C )	( - )	(MPa)	(MPa)	(HBW)	(J.cm <sup>-2</sup> )	( % )	( % )
1000	9-10	546	391	154	139	50	50
950	9-10	549	398	163	144	45	55
920	9-10	552	402	161	155	50	50
870	9-10	555	408	156	182	40	60
830	9-10	564	422	161	207	40	60
780	9-10	567	424	164	237	45	55
760	9-10	569	429	157	235	45	50

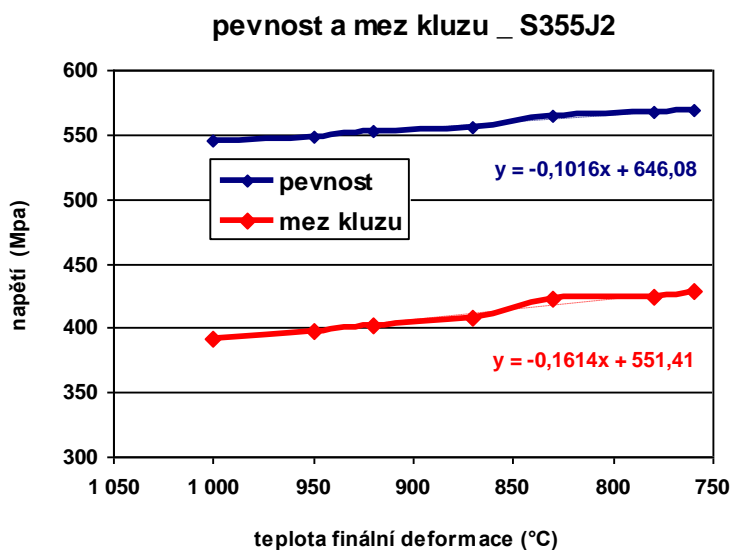
V rámci pokusu se neprojevil vliv klesající teploty finální deformace na změnu podílu fází, a ani na změnu velikosti zrna. Hodnoty tvrdosti, kontrakce a tažnosti rovněž nebyly ovlivněny teplotou finální deformace. I v tomto případě byla metalografickým rozbohem detekována přítomnost zákalné fáze ve středu provalku, opět však maximálně do 5 %.

Hodnota vrubové houževnatosti se snižující se teplotou prudce rostla. Nejvyšší hodnoty vrubové houževnatosti byla dosažena při 780 °C, a to 237 HBW, což je o 70 % více než v případě konvenčního válcování. Průběh nárůstu vrubové houževnatosti je zobrazen na **Obr. 147**.



**Obr. 147.** Vliv teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti - S355J2, tyče  $\varnothing$  20 mm

U sledované značky oceli se projevil vliv nižší teploty deformace na nárůst hodnot pevnosti a zvláště pak na nárůst meze kluzu. Hodnoty v závislosti na teplotě deformace včetně příslušných lineárních regresních rovnic jsou zobrazeny na **Obr. 148**. Nárůst hodnot pevnosti je o 4 %, tj. o cca 20 MPa, a meze kluzu o 10 %, tj. o cca 40 MPa, oproti konvenčnímu válcování.



**Obr. 148.** Vliv teploty na pevnost a mez kluzu - S355J2, tyče,  $\varnothing$  20 mm

Na základě dosažených zkoušek konstatuji, že z pohledu dosažení maximálních pevnostních charakteristik a maximální vrubové houževnatosti je vhodné jakost S355J2 válcovat při teplotách finální deformace pod 800 °C.

## 7.5 Válcování jakosti 23MnB4 do tyčí $\varnothing$ 20 mm

Do tyčí byla odválcována značka oceli 23MnB4. Chemické složení zkoušené oceli je uvedeno v **Tabulce 33**. Značka 23MnB4 je určena obecně pro výrobu spojovacích částí tvářením za studena. Případné zvýšení užitných vlastností by tak mělo vliv na rozšíření nabídky v rámci výrobního portfolia Třineckých železáren, a.s. Značka je mikrolegována bórem.

**Tabulka 33** Chemické složení vzorků jakosti 23MnB4

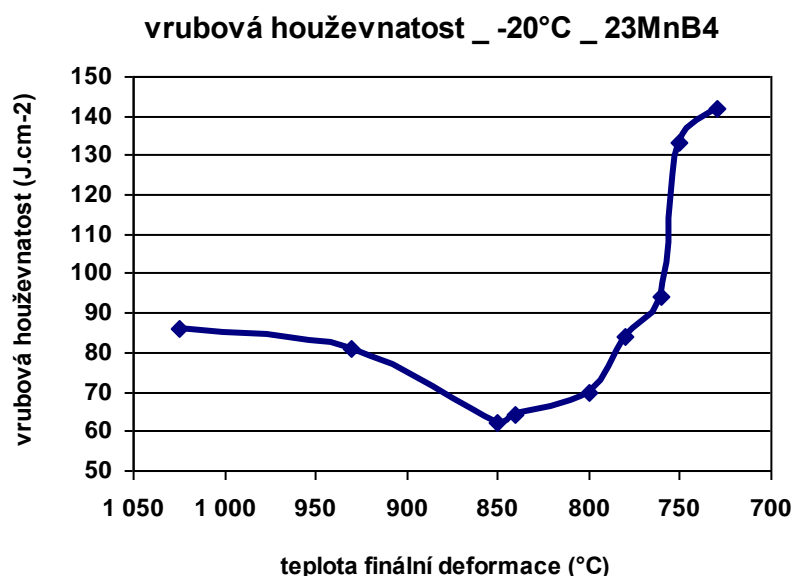
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	B	V	Nb	Ti	N
0,234	1,01	0,045	0,28	0,02	0,004	0,003	0,006	0,002	0,024	0,0045

Dosažené výsledky základních mechanických a strukturních parametrů jsou uvedeny v **Tabulce 34**. Nejnižší teplota, které se podařilo dosáhnout v testu je 730 °C.

**Tabulka 34** Výsledné mech. hodnoty a strukturní charakteristika - 23MnB4 - tyče ø 20 mm

teplota do ASC (°C)	velikost zrna (-)	pevnost (MPa)	mez kluzu (MPa)	tvrdost (HBW)	vrubová houž. (J.cm <sup>-2</sup> )	ferit (%)	perlit (%)	martenzit + bainit
1025	9	535	365	152	86	25	75	
930	9	531	364	154	81	25	73	2
850	9	539	371	156	62	30	60	10
840	9	532	366	157	64	35	65	
800	9	532	368	153	70	45	55	
780	9-10	530	364	157	84	45	55	
760	10	532	365	148	94	45	55	
750	10	541	389	154	133	45	50	5
730	10	550	406	154	142	50	50	

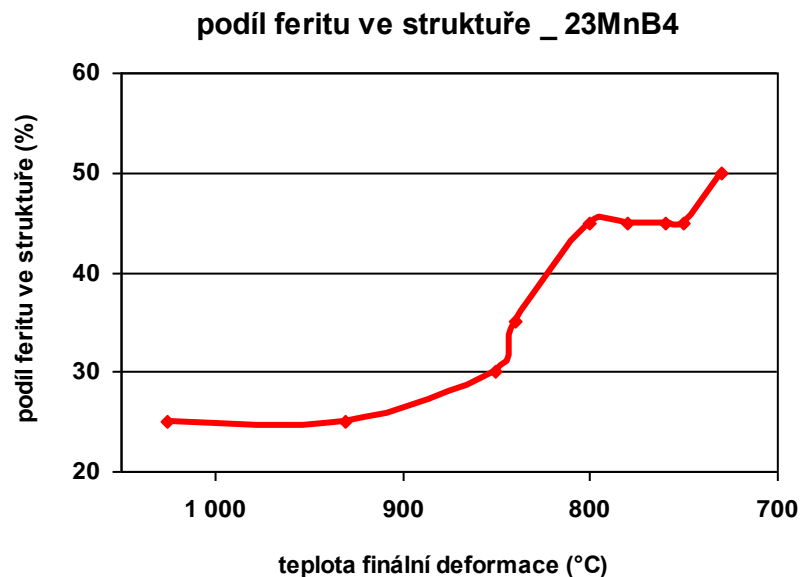
Na základě dosažených výsledků lze konstatovat, že klesající teplota finální deformace nemá vliv na pevnost, mez kluzu, tvrdost, kontrakci a tažnost. Vrubová houževnatost zkoumané značky oceli nejprve s klesající teplotou klesá, kdy minima je dosaženo při cca 850 °C. Následně dochází k prudkému nárůstu, kdy rozdíl maxima oproti minimu dosahuje až 120 %. Hodnoty vrubové houževnatosti v závislosti na teplotě deformace jsou zobrazeny na **Obr. 149**.



**Obr. 149.** Vliv teploty deformace na hodnoty vrubové houževnatosti - 23MnB4, tyče ø 20 mm

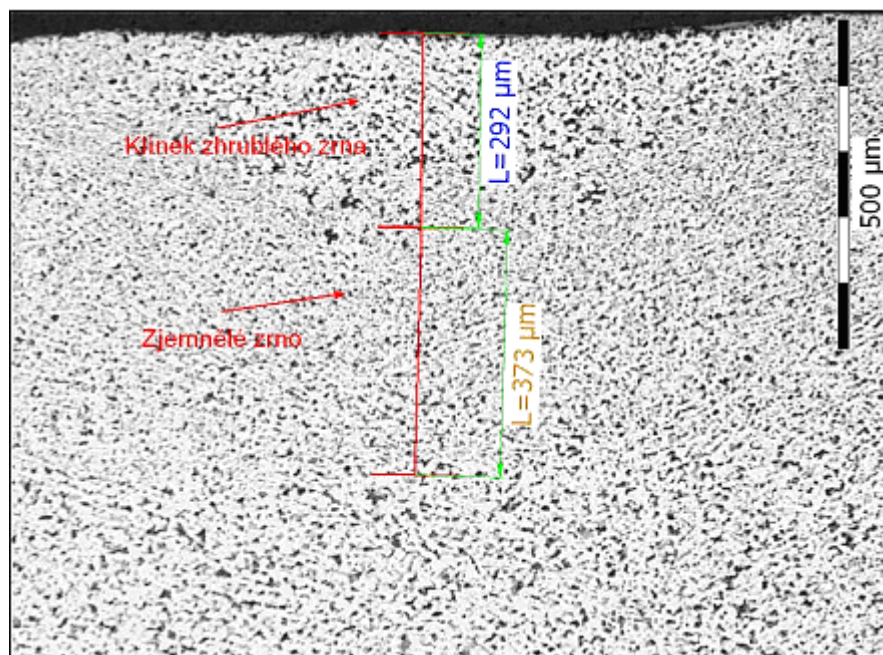
Oproti výsledkům popsaným v kapitolách 7.1 až 7.4 se však tentokrát projevil výrazný vliv teploty deformace na podíl fází struktury a v menší míře pak i na velikost zrna. Změna podílu fází je na **Obr. 150**. znázorněna jako vývoj obsahu feritu ve struktuře v závislosti na

klesající teplotě finální deformace. Ve feriticko perlitické struktuře dochází k nárůstu podílu feritu na úkor perlitu, především v teplotním intervalu 850-800 °C. Další nárůst je zřetelný v teplotním intervalu 750-730 °C. Lokálně se ve středu provalku objevila zákalná fáze.



**Obr. 150.** Vliv teploty deformace na podíl feritu ve struktuře - 23MnB4, tyče ø 20 mm

Velikost zrna se s klesající teplotou zmenšuje, kdy přechází z velikosti 9 na 10 dle ASTM E112. Vyjádřeno v mikrometrech, jedná se o zjemnění z cca 17  $\mu\text{m}$  na cca 11  $\mu\text{m}$ . U zkoumané značky oceli se při teplotách pod 760 °C projevila lokální strukturní nehomogenita pravidelného tvaru, viz **Obr. 151**. Může se jednat o vliv po průřezu nehomogenních podmínek deformace popsány v kapitole 5.5. Toto se může projevit pouze u ocelí, které reagují na změnu podmínek deformace změnou strukturních vlastností.



**Obr. 151.** Strukturní nehomogenita tvaru klínu - 23MnB4, tyče ø 20 mm

## 7.6 Vyhodnocení praktických experimentů provedených v provozních podmínkách Kontijemné tratě

Provedením ucelených sad zkoušek vybraných značek oceli v provozních podmínkách je možné vyvodit následující obecné závěry:

- S klesající teplotou finální deformace roste vrubová houževnatost materiálu.
- Vliv klesající teploty finální deformace na pevnost a mez kluzu se prokázal pouze jakosti S355J2, kdy však nebyl doprovázen změnami v hodnotách tažnosti a kontrakce.
- Vliv klesající teploty finální deformace na změnu podílu fází se prokázal pouze u bórem mikrolegované oceli 23MnB4, kdy ale nedošlo k výrazné změně hodnot pevnosti a meze kluzu.
- Hodnoty tvrdosti se s klesající teplotou finální deformace nemění.
- Změna velikosti zrna vlivem klesající teploty finální deformace se prokázala pouze u oceli 23MnB4, kdy se jednalo o zmenšení délkové velikosti zrna o cca 35 %.
- U jakosti 23MnB4 se projevila lokální anomálie ve velikosti zrn. To může potvrzovat počítačovou simulací získaný dílčí závěr, uvedený v kapitole 5.5.3, o vlivu nehomogenních podmínek deformace na rozdílný průběh uzdravovacích pochodů po průřezu provalku a následně na rozdílnou velikost zrna za studena.
- Z dosažených výsledků je zřejmé, že každá značka oceli může v podmínkách kontijemné tratě reagovat na změnu teploty deformace odlišným způsobem. Tato reakce není vždy v souladu s teoretickými předpoklady uvedenými v kapitole 3.1.

## 8. ZÁVĚR

Cílem této dizertační práce bylo posoudit vliv změny dovalcovací teploty na výsledné vlastnosti vybraných typů ocelí dle podmínek odpovídajících kontijemné trati Třineckých železáren, a.s.

V úvodu práce byl proveden teoretický rozbor současných metod řízeného tváření se zaměřením na válcování tyčí. V rámci tohoto rozboru byla věnována pozornost zpevňovacím a uzdravovacím procesům, jejich vzájemné interakci a jejich vlivu na materiálové vlastnosti z pohledu tváření za nižších teplot než konvenčních. Součástí rozboru bylo matematické vyjádření těchto vlivů.

Následující část práce je věnována výsledkům dosaženým numerickým popisem procesu válcování. Využitím komerčně dostupného softwaru byl popsán průběh teplot po délce a průřezu provalku během válcování tyčí a svitků. Byla prokázána značná nehomogenita teplotního pole provalku.

Velice zajímavých výsledků bylo dosaženo simulací dvou finálních deformací v kalibraci ovál-kruh dle podmínek kontijemné tratě pomocí metody konečných prvků, kdy bylo zjištěno, že dosahované rychlosti deformace v určitých místech provalku dosahují o řád vyšší hodnoty, než se dosud v technické literatuře uvádělo. Zatímco dle obecných představ se deformační rychlosti během válcování tyčí pohybují dle vybraných autorů od jednotek po desítky  $s^{-1}$ , výsledky simulace ukázaly v určitých místech provalku rychlosti deformace přesahující hodnotu  $500 s^{-1}$ .

Výsledky počítačových simulací mě opravňují k tvrzení, že procesy válcování tyčí, zvláště pak s využitím průběžného vodního chlazení, mohou sebou nést riziko nehomogenní struktury po průřezu, která se následně může projevit během dalšího zpracování válcovaných tyčí. To je nutné považovat za charakteristický rys procesu válcování, který nelze eliminovat.



Na torzním plastometru SETARAM byly provedeny sady spojitých a přerušovaných zkoušek s cílem zjistit parametry deformačního chování vanadem mikrolegované středněuhlíkové oceli. Pro zkoumanou ocel byly stanoveny matematické závislosti intenzity deformace do píku, rovnice (76), a hodnoty píkového napětí na teplotě a intenzitě deformační rychlosti, vztah (77). Byla stanovena matematická závislost pro popis křivky napětí-deformace ve vazbě na teplotu, intenzitu deformační rychlosti a intenzitě deformace, viz rovnice (78). Porovnání naměřených a dosažených výsledků prokázalo velmi dobrou shodu do hodnoty deformace 0,8 (-), což vyhovuje většině běžně užívaných metod tváření. Byla stanovena hodnota aktivační energie dynamické rekrytalizace  $322 \text{ kJ.mol}^{-1}$  a aktivační energie statické rekrytalizace  $258 \text{ kJ.mol}^{-1}$ . Byl proveden matematický popis závislosti stupně změkčení X na čase pro zkoumanou ocel, vztah (86).

Na plastometru GLEEBLE byly provedeny experimenty simulující možnosti vybraných technologických procesů v rámci přípravy na válcování na kontijemné trati pro vanadem mikrolegované oceli. Prokázalo se, že tyto oceli nereagují změnou podílů fází ani velikostí zrna na změnu teplotních podmínek v průběhu tváření, které odpovídá podmínkám válcování na kontijemné trati. Nárůst zpevnění, zaznamenaný plastometrem v průběhu testu, potvrdil možnost tváření těchto značek v provozních podmínkách i v oblasti normalizačního a termomechanického válcování.

Stěžejní částí práce jsou praktické experimenty v podmínkách kontijemné tratě Třineckých železáren, a.s., které vycházely jak z podkladů získaných při plastometrických experimentech (viz kapitola 6) tak z teoretických předpokladů o vlivu nižší teploty deformace na výsledné vlastnosti materiálu (viz kapitola 5). Experimenty byly provedeny na vybraných značkách oceli, které se běžně válcují na kontijemné trati. Bylo prokázáno, že pokles teploty finální deformace sebou vždy nese nárůst dosažených hodnot vrubové houževnatosti. Dále konstatuji, že změna pevnostních charakteristik, podílu fází a velikosti zrna záleží na konkrétním chemickém složení tvářené oceli. Nelze tedy teoretické závěry aplikovat vždy obecně, ale je nezbytné vlastnosti dané skupiny ocelí zkoumat samostatně. V rámci praktických experimentů byla využita pouze malá část technologických možností, které může poskytnout kontijemná trať. Nebyly prověřovány vlivy instalovaných chladících boxů za finální stolicí, izolovaných tunelů pro zpomalené ochlazování svitků, ventilátorů pro zrychlené ochlazování svitků ani jejich vzájemná kombinace s chlazením před finální deformací nebo s válcováním s nižší teplotou ohřevu. Právě zde se nabízí prostor pro další práce s cílem řízení struktury či materiálových vlastností zavedených značek oceli.

Cíle této dizertační práce na téma „Řízené válcování vybraných značek oceli v podmínkách kontijemné válcovny Třineckých železáren, a.s.“ byly splněny.



## CONCLUSIONS

The main purpose of controlled forming is to achieve better material properties than in case of conventional rolling. The basic definition of controlled forming processes is process control in terms of forming temperatures, rolling speed determining the strain rate, cooling method determining the phase conversions and creation of final microstructure being the prime parameter for compliance with requirements for mechanical, or in other words end-use, material properties.

The continuous light section mill of Třinecké železářny, a.s. is designed to allow bar rolling using both conventional and some other controlled forming methods. Although the general conditions for controlled forming are known they usually cannot be simply applied to any rolling process and any rolled steel.

A theoretical analysis of thermomechanical forming notions and principles as well as controlled forming methods focused on bar rolling was made. The round bar rolling process on the continuous light section mill is characterized by oval-circle calibration. Computer simulations of strain over the cross section of rolled material during rolling reflecting the continuous light section mill operating conditions for defined conditions were developed. Special attention was paid to the strain, strain rate and temperature waveforms. The results confirmed the occurrence of deformation parameter inhomogeneity over cross section which is due to the applied production process.

Series of continuous and discontinuous tests were carried out using SETARAM torsion plastometer in order to identify the deformation behaviour parameters of vanadium-microalloyed medium-carbon steels. Mathematical dependence of strain intensity to peak and formula defining peak stress value on temperature and strain rate intensity was determined for the analyzed steel. Mathematical dependence for description of stress-deformation curve in relation to temperature, strain rate intensity and strain intensity was determined. Activation energy values of dynamic and static recrystallization were determined. Mathematical description of statically recrystallized volume fraction of the analyzed steel on time was made.

Experiments simulating the potential offered by selected production processes in the preparation for rolling on continuous light section mill in case of vanadium-microalloyed medium-carbon steels were carried out on GLEEBLE plastometer. Hardening increases recorded on SETARAM and GLEEBLE plastometers during the test confirmed the tested steel grades can be processed under the controlled forming operating conditions and temperature range.

Results of practical experiments made on selected steel grades under the continuous light section mill conditions based both on the findings from plastometric experiments and theoretical assumptions regarding the effect of lower deformation temperature on the resulting material properties are presented. It was proved the magnitude of change in the mechanical properties, phase ratio and grain size achieved depend on the chemical composition of formed steel.

## POUŽITÁ LITERATURA

- [1] EHL, R., KRUSE, M., OKLITZ, R., MEHREN, D., REITMAN, F.: Teplotně řízené válcování dlouhých výrobků – současný stav, Mönchengladbach, Technická dokumentace TŽ, a.s., 2001.
- [2] KOTAS, M., GAJDZICA, T., AKSENOV, S., KLIBER, J.: Plastometrická simulace termomechanického válcování oceli mikrolegované vanadem, In *METAL 2007*. Hradec nad Moravicí: TANGER, spol. s.r.o. Ostrava, 2007.
- [3] KRUSE, M., MAUK, P. J.: Technologie řízeného válcování a ochlazování, Základní kroky v termomechanickém zpracování ocelí, Dusseldorf, Hilchenbach : SMS Schloemann - Siemag Aktiengesellschaft, 1994.
- [4] SCHINDLER, I.: Vliv niobu na kinetiku dynamické rekrytalizace nízkouhlíkové oceli. *Diplomová práce*. VŠB, Ostrava, 1982.
- [5] VERGOTE, H.: Current Status Of Thermo-Mechanical Processing In Hot Strip Mill. In 2<sup>nd</sup> International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, Liege, Belgium, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, s. IX-XI. ISBN 3-514-00704-7, 2004.
- [6] ČMIEL, K.: Simulace termomechanického válcování na spojitě drátotrati, Dizertační práce. VŠB-TU Ostrava, Katedra tváření materiálu, 2002.
- [7] KLIBER, J.: Řízené tváření. *Hutnické listy*, č. 4, 7/2000, s. 86-91, 2000.
- [8] KRUSE, M., MAUK, P. J.: Controlled Rolling and Cooling Technology, Mönchengladbach, manuál fy. SMS-MEER, 1994.
- [9] ŽÍDEK, M.: Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena. vyd. Praha: Aleko, 1995. ISBN 80-85341-45-X, 1995.
- [10] JONAS, J.J., The Hot Strip Mill as an Experimental Tool, ISIJ International, Vol.40 (2000), No.8, pp.731-738, 2000.
- [11] SCHINDLER, I., aj.: Kinetika postdynamických uzdravovacích procesů v podmínkách doválcování mikrolegovaných ocelí, In *Hutnické listy*, č.12, 1986.
- [12] ROBERTS, W., et. al.: Predictions of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels, In. Conf. on HSLA Steel: Technology and Applications, 67-74, Philadelphia, 1984.
- [13] BOŘUTA, J., aj. Metalurgicko technologické podmínky a simulace řízeného válcování (literární studie), VÚSM, k. p. VŽSKG Ostrava, 1986.
- [14] TEOH, L.L.: Thermo-mechanical Processing and Microstructure of Microalloyed Steel Bar and Wire Rod Products, ELSEVIER – Journal of Material Processing Technology 48 (1995), 475-481, SSDI 0921-0136(94)01685T, 1995.
- [15] STENCHLÁK, M.: Diplomová práce, FMMI, VŠB - TU Ostrava, 2006.
- [16] KLIBER, J., aj.: Fyzikálně metalurgické problémy řízeného válcování – Určení kinetiky rekrytalizace, precipitace a vzájemné interakce. Výzkumná zpráva – závěrečná III-I-5/02 pro SAV Košice, VŠB, 1990.
- [17] KLIBER, J., aj.: Výzkum a ověřování termomechanického a normalizačního válcování na KDT, Podkladový materiál pro přípravu řešení projektu, VÚ č.TTÚ-406/A2, VŠB-TU, Ostrava, 2004.
- [18] ŽÍDEK, M.: Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla, vyd. VŠB-Ostrava, 1984
- [19] KLIBER, J., ELIÁŠ, P.: PC Simulace Tváření plochých vývalků, VŠB-TU Ostrava, 2004.
- [20] YANAGIDA, A., YANAGIMOTO, J.: A Novel Approach to Determine the Kinetics for dynamic Recrystallization by Using the Flow Curve, In. Journal of Material Processing Technology 151, p.33-38, Elsevier, 2004.

- [21] STÜWE H.P., PADILHA,A.F., SICILIANO,F.: Competition between Recovery and Recrystallization, In. Materials Science and Engineering , A233, p. 361-367, 2002.
- [22] LENARD,J.G., PIETRZYK, M., CSER, Y.: Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products, Elsevier Science Ltd., 1999, ISBN-0080427014.
- [23] YOSHIE, A., et.al.: Formulation of the Decrease in Dislocation Density of Deformed Austenite Due to Static Recovery and Recrystallization, ISIJ International, Vol.36 (1996), No.4, pp.474-480, 1996.
- [24] FABÍK, R., KLÍBER, J.: Description of Kynetics of Post-Dynamic Recovery Processes by Means of Two-Stage Softening Curve, In: FORMING 2005, Lednice, ČR, s. 53-55, ISBN 80-248-0888-9, 2005.
- [25] SAKAI, T.: Dynamic Recrystallisation Microstructures under Hot Working Conditions, AMT'95 - International scientific conference N°14, Zakopane, Pologne, s.349-361, ISSN 0924-0136, 1995.
- [26] SICILIANO, F. JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr – Mo, and Plain C-Mn Steels, In. Metallurgical and Materials Transactions, volume 31A, 2000.
- [27] SELLARS, S.M.: Modelling Microstructural Development During Hot Rolling, Mat. Science Technology, n.6, 1072-1081, 1990.
- [28] LAASRAOUI, A., JONAS, J. J: Recrystallization of Austenite after Deformation at High Temperature and Strain Rates, In. Metall. Trans. A, 22A, p. 151-160, 1991.
- [29] ARRIBAS, M., LOPEZ, B., RODRIGUEZ-IBABE, J.M.: Additional Grain Refinement in Recrystallization Controlled Rolling of Ti-microalloyed Steels Processed by Near-net-shape Casting Technology, Materials Science and Engineering A 485 (2008) 383-394, Elsevier, 2008.
- [30] KUZIÁK, R., GLOWACKI,M., PIETRZYK,M.:Modelling of Plastic Flow, Heat Transfer and Microstructure Evolution derin Rolling of Eutectoid Steel Rods, In. Jour. Mat.Proces Technology, 60, p. 589-596, 1996.
- [31] CHO, S. H., YOO, Y. C.: Metadynamic Recrystallization of Austenitic Stainless Steels, Journal of Materials Science, 36 (2001), pp 4279 – 4284, 2001.
- [32] MINAMI, K., SICILIANO, F., MACCAGNO, T.M., JONAS, J.J., Mathematical Modeling Modeling of Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Nb Steels, ISIJ International, Vol.36 (1996), No.12, pp.1507-1515, 1996.
- [33] KIM, S.I., YOO, Y.Ch.: Dynamic Recrystallization Behavior of AISI304 Stainless Steel, Materials Science and Engineering A311 (2001) 108-113, 2001.
- [34] HODGSON, P.D., Models of Recrystallization Behaviour of C-Mn and Nb Microalloyed Steels, Material Forum, n.17, p.403-410, 1993.
- [35] YADA, H.: Prediction of Microstructurals Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling, In. Symp. Accelerated Cooling of Rolled Steel, Ruddle, p.105-119, 1987.
- [36] KIRIHATA, A., SICILIANO, F., MACCAGNO, T.M., JONAS, J. J., Mathematical Modelling of Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Medium Carbon Steels, ISIJ International, Vol. 38 (1998), n.2, p. 187-195, 1998.
- [37] SICILIANO, F, MINAMI, K., MACCAGNO, T.M., JONAS, J. J., Mathematical Modeling of the Mean flow Stress, Fractional Softening and Grain Size during the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels, ISIJ International, Vol. 36 (1996), No.12, pp.1500-1506, 1996.

- [38] HODGSON, P.D., GIBBS, R.K.: A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol.32, (1992), No.12, pp. 1329-1338, 1992.
- [39] HODGSON, P.D., BELADI, H., BARNETT, M.R.: Grain Refinement in Steels through Thermomechanical Processing, In: *Microalloying for New Steel Processes and Application*, Material Science Forum 500-501, ISSN-02555476, 2005.
- [40] PHADKE, S., PAUSKAR, P., SHIVPURI, R.: Computational Modeling of Phase Transformation and Mechanical Properties during the Cooling of Hot Rolled Rod, *Journal of Materials Processing Technology* 150 (2004) 107-115, Elsevier, 2004.
- [41] SELLARS, S.M.: Physical Metallurgy of Hot Working, In: *Hot Working and Forming Processes*, The Metals Society, London, p.3-15, 1979.
- [42] KARJALAINEN, L.P., MACCAGNO, T.M., JONAS, J. J.: Softening and Flow Stress Behaviour of Nb Microalloyed Steels during Hot Rolling Simulation, *ISIJ International*, Vol.35 (1995), No.12, pp.1523-1531, 1995.
- [43] SIWECKI, T.: Modelling of Microstructure Evolution during Recrystallization Controlled Rolling, *ISIJ International*, Vol. 32 (1992), No.3, pp.368-375, 1992.
- [44] CHO, S. H., KANG, K. B., JONAS, J. J., Mathematical Modeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol. 41 (2001), No. 7, pp. 766-773, 2001.
- [45] MEDINA, S.F.: The Influence of Niobium on the Static Recrystallization of Hot Deformed Austenite and on Strain Induced Precipitation Kinetics, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 32, Issue 1, 1 January 1995, Pages 43-48, 1995.
- [46] CHO, S. H., KANG, K. B., JONAS, J. J., The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel, *ISIJ International*, Vol. 41 (2001), No. 1, pp. 63-69, 2001.
- [47] URANGA, P., FERNANDEZ, B., LOPEZ, B., RODRIGUEZ-IBABE, JM.: Dynamic Recrystallization Behavior Covering a Wide Austenite Grain Size Range in Nb and Nb-Ti Microalloyed Steels, In: *44<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing*, Orlando, ISS, vol 40 (2002), p.945, 2002.
- [48] LI, G., MACCAGNO, G.L., BAI, D.Q., JONAS, J.J.: Effect of Initial Grain Size on the Static Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol.36 (1996), No.12, pp.1479-1485, 1996.
- [49] BOŘUTA, J., VICHNAR, M., BOŘUTA, A., ČMIEL, K.M.: Provedení plastometrických simulací v návaznosti na řízené válcování a ochlazování vybraných ocelí v podmínkách KJT – Dílčí informativní zpráva 942 DI-1/2009, MMV Ostrava, s.r.o., 2009.
- [50] ŽÍDEK, M.: Řízené válcování oceli – nové poznatky v hutnickém tváření, Ostrava, s.148-163, 1983.
- [51] LANGEBOG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUTCHINSON, B.: The Role of Vanadium in Microalloyed Steels, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 1999, 28“186-241, 1999.
- [52] BOŘUTA, J., aj. Metalurgicko technologické podmínky a simulace řízeného válcování (literární studie). VÚSM, k. p. VŽSKG Ostrava, 1986.
- [53] MEDINA, S.F., QUISPE, A.: Static Recrystallisation-Precipitation Interaction in Microalloyed Steels, *Materials Science Forum* Vols.426-432 (2003, pp.1139-1144, 2003.

- [54] DONG, J. X., SICILIANO, F., JONAS, J.J., LIU, W.J. ESSADIQI, E.: Effect of silicon on the Kinetics of Nb(C,N) Precipitation during the Hot Working of Nb-bearing Steels, ISIJ international, Vol. 40, 2000, No 6. pp 613-618, 2000.
- [55] SUN, W.P., HAWBOLT, E.B.: Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization – An Application to the Hot Rolling of Steels, ISIJ International, Vol.37 (1997), No.10., pp.1000-1009, 1997.
- [56] JONAS, J. J., AKBEN, M. B. Metals Form., 1981, 1- 2, pp 197-206, 1981.
- [57] DUTTA, B., SELLARS, C.M., Material science Technology, 3 (1987), 197, 1987.
- [58] KLIBER, J., SCHINDLER, I., GAVAČOVÁ, M. Interaction between precipitation and recrystallization during high temperature deformation of HSLA steels. Confer. Rex.92. Spain. Trans. Techn. Publication, Switzerland, Materials Science Forum, Vol. 113-115 pp.479-484.
- [59] MAJTA, J., LENARD, J.G., PIETRZYK, M.: A Study of the EFFECT of the Thermomechanical History on the Mechanical Properties of a High Niobium Steel, Material Science and Engineering A208 (1996), 249-259, 1996.
- [60] JONAS, J. J., The Hot Strip Mill as an Experimental Tool. ISIJ International, Vol. 40 (2000), No. 8, pp 731-738, 2000.
- [61] SAMUEL, F. H., YUE, S., JONAS, J. J., BARNES, K.R., Effect of Dynamic Recrystallization on Microstructural Evolution during Strip Rolling, ISIJ International, Vol. 30 (1990), No. 3.
- [62] BAI, D.Q., YUE, T.,MACCAGNO, T., JONAS, J.J.,: Static Recrystallization of Nb and Nb-B Steels under Continuous Cooling Conditions, ISIJ International, Vol.36 (1996), No.8. pp.1084-1093, 1996.
- [63] MACCAGNO, JONAS, J.J., HODGSON, P.D.: Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling, ISIJ International, Vol.36 (1996), No.6, pp.720-728,1996.
- [64] NAJAFI-ZADEH, A., YUE, S., JONAS, J.J.: Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallization in Interstitial Free Steels, ISIJ International, Vol.32 (1992), No2, pp.213-221, 1992.
- [65] KOTAS, M., KLIBER J., ŽÁČEK O., GAJDZICA T., aj.: Počítačová a plastometrická simulace řízeného válcování mikrolegované oceli. In: METAL 2006, Hradec nad Moravicí, ISBN 80-86840-18-2, 2006.
- [66] AKSENOV S., KLIBER J.: Computer modeling of bar-mill product hot rolling in the oval-circle calibration system, Materials of XI International Conference Computer Simulation in Mashine Design – COSIM 2006, p. 391-393 ISBN 83-89703-12-2, 2006
- [67] KLIBER, J. ŽÁČEK, O.: Výzkum a vývoj zavedení do výroby válcované tyčové oceli se speciálními vlastnostmi, Zpráva za 2005 – VŠB-TU Ostrava, 2006.
- [68] Morgan Construction Company; Rekonstrukce navíjecích linek „GARRET“ na KJT v TŽ, a.s. Třinec; MCCo Ref.681312.3, revize B; Worchester; 2006.
- [69] KOTAS M., AKSENOV S., KLIBER J., GAJDZICA T.: Use of computer simulation of the rolling process to optimize the conditions of the continuous bar mill at Trinecke zelezarny. In Walcownictwo 2008, Ustroň, ISBN 978-83-60958-24-7, 2008.
- [70] KOTAS, M., FABÍK, R., GAJDZICA, T., KLIBER, J.: Finite Elements Method (FEM) Simulation of Bar Rolling in Oval - Circle Pass Schedule, In. METAL 2010, Rožnov pod Radhoštěm, 2010.
- [71] ŽÍDEK, M., KUŘE, F.: Válcování, Skripta, VŠB Ostrava, II.vydání, 1986.

- [72] KLIBER, J.: Popis úplné křivky napětí deformace, in. Hutnické listy, 4/1997, ISSN 0018-8069, s.23-30, 1997.
- [73] BOŘUTA, J, aj.: Modelování technologických řetězců tváření za pomoci torzního plastometru, In. Forming 2002, s.21-26, ISBN 83-910722-6-6, 2002.
- [74] BOŘUTA, J., aj.: Vývoj, ověření a zavedení do výroby řízeně ochlazované kruhové oceli ve svitcích po předchozím řízeném válcování, T-79/2008, MMV Ostrava, s.r.o., 2008.
- [75] SCHINDLER, I., BOŘUTA, J.: Utilization Potentialities of the Torsion Plastometer, Silesian University, Katowice, Poland, ISBN 83-910722-0-7, 1998.
- [76] KOTAS, M., aj.: Complex Plastometric Investigation of the Deformation Behaviour of Vanadium Microalloyed Steel, In. METAL 2009 Hradec nad Moravicí, TANGER, s.r.o., Ostrava, ISBN 978-80-87294-03-1, 2009.
- [77] HORSINKA, J.: Podmínky tvařitelnosti 9Cr oceli určené jako trubky pro energetiku, Diplomová práce, Katedra automatizace a počítačové techniky v metalurgii, VŠB-TU Ostrava, 2009.
- [78] LACEY, A. J. aj.: Measuring Flow Stress in Hot Plane Compression Tests, In. Measurement Good Practice Guide No.27-, ISSN 1368-6550, 2002.
- [79] BEYNON, J. H., SELLARS, C. M. Modelling Microstructure and Its Effects during Multipass Hot Rolling, ISIJ Int., s. 32, 1992.
- [80] MAJTA, J., KUZIÁK, R., PIETRZYK, M. Modelling of the Influence of Thermomechanical Processing of Nb-microalloyed Steel on the Resulting Mechanical Properties, Journal of Materials Processing Technology, s. 80-81, 1998.
- [81] WANG, K., WANG, L., CUI, W., LIU, Ch.“Effect of V and V-N Microalloyin on Deformation-Induced Ferrite Transformation in Low Carbon Steels, Journal of Materials, Science and Technology, Vol.22 No.2, ISSN 1005-0302, 2006.

## VLASTNÍ PUBLIKAČNÍ ČINNOST DIZERTANTA

- [1] ČMIEL, K. M., SCHINDLER, I., TUROŇ, R., KOTAS, M., SOLOWSKI Z.: Simulace řízeného válcování vybraných konstrukčních ocelí za různých teplotních podmínek. In: METAL 2005, Hradec nad Moravicí, p. No. 198, ISBN 80-86840-13-1, 2005
- [2] KOTAS M., KLIBER J., ŽÁČEK O, GAJDZICA T., aj.: Počítačová a plastometrická simulace řízeného válcování mikrolegované oceli. In: METAL 2006, Hradec nad Moravicí, ISBN 80-86840-18-2, 2006
- [3] GAJDZICA T., AKSENOV S., KOTAS M., KLIBER J.: Matematická analýza závislosti napětí a deformace. In: FORMING 2006, Szczawnica (PL), s. 27-32., ISBN 83-910722-8-2, 2006
- [4] GAJDZICA T., KOTAS M., KLIBER J.: Analýza termomechanického válcování mikrolegované tyčové oceli. In: FORM 2006, Brno, 2006, Paper No. 14 (CD ROM). ISBN 80-214-3231-4
- [5] GAJDZICA T., AKSENOV S., KOTAS M., KLIBER J.: Metalografická analýza termomechanicky válcované mikrolegované oceli. In: OCENY STRUKTURY 2006, Rožnov pod Radhoštěm, 2006, s. 45-50. ISSN 1429-6065
- [6] KOTAS M., GAJDZICA T., AKSENOV S., KLIBER J.: Plastometrická simulace termomechanického válcování oceli mikrolegované vanadem. In: METAL2007, Hradec nad Moravicí, 2007, ISBN 978-80-86840-33-8
- [7] AKSENOV S., GAJDZICA T., KLIBER J., KOTAS M.: Matematická analýza stupně změkčení a deformací do píku v průběhu řízeného válcování mikrolegované oceli. In: METAL2007, Hradec nad Moravicí, 2007, ISBN 978-80-86840-33-8
- [8] GAJDZICA T., AKSENOV S., KLIBER J., KOTAS M.: Die Analyse der termomechanischen Bearbeitung des mikrolegierten Stabstahls. In: 14. Internationaler Studententag der Metallurgie – TU Clausthal, 2007, ISBN 978-3-00-021019-8
- [9] GAJDZICA T., KLIBER J., KOTAS M.: The Microstructural Properties of Microalloyed Steel after plastometric Testing. In: Materials Structure & Micromechanics of Fracture V, Materials Science Forum Vols.567-568 (2007) pp 373-376, Trans Tech Publications, Switzerland, 2007, ISSN 0255-5476
- [10] KOTAS M., KLIBER J., ČMIEL K. M., BOŘUTA J., GAJDZICA T.: Aplikace výsledků plastometrické simulace do provozních podmínek válcování dlouhých vývalků. In: METAL2008, Hradec nad Moravicí, 2008, ISBN 978-80-254-1987-8
- [11] KOTAS M., AKSENOV S., GAJDZICA T., KLIBER J.: Počítačová a praktická simulace šíření povrchové vady na polotovaru v průběhu válcování drátů a tyčí. In: FORMING 2008, Brno, 2008, ISBN 978-80-248-1795-8
- [12] AKSENOV S., KOTAS M., FABÍK R.: Slab FEM simulatin of hot bar rolling. In: FORMING 2008, Brno, 2008, ISBN 978-80-248-1795-8
- [13] KOTAS M., AKSENOV S., GAJDZICA T., KLIBER J.: Computer and practical simulation of the surface crack reducing on the billet during bar and wire rod rolling process. In: Hutník 8, 2008, ISSN 1230-3534
- [14] AKSENOV S., KOTAS M., FABÍK R.: Slab FEM simulatin of hot bar rolling. In: Hutník 8, 2008, ISSN 1230-3534
- [15] KOTAS M., AKSENOV S., KLIBER J., GAJDZICA T.: Use of computer simulation of the rolling process to optimize the conditions of the continuous bar mill at Trinecke zelezarny. In: Walcownictwo 2008, Ustroň, 2008, ISBN 978-83-60958-24-7
- [16] KOTAS M., BOŘUTA J., GAJDZICA T., KLIBER J., ČMIEL, K. M.: Komplexní plastometrický průzkum deformačního chování vanadem mikrolegované oceli. In METAL 2009, Hradec nad Moravicí, 2009, ISBN 978-80-87294-03-1

- [17] GAJDZICA T., KOTAS B., KOTAS M., SCHINDLER I., ČMIEL, KLIBER J.: Simulace řízeného ochlazování cementační oceli válcované do svitků. In METAL 2009, Hradec nad Moravicí, 2009, ISBN 978-80-87294-03-1
- [18] AKSENOV S., KOTAS M.: The generalized plain strain approach study of a rolling in grooves process. In International Student's Day of Metalurgy 2009, Ostrava, 2009, ISBN 978-80-248-2006-4
- [19] AKSENOV S., FABÍK R., KLIBER J., KOTAS M.: Experimentální a počítačový rozbor válcování v přípravném pořadí. In Hutnické listy č.4, 2009, ISSN 0018-8069
- [20] KOTAS, M., FABÍK, R., GAJDZICA, T., KLIBER, J.: Finite Elements Method (FEM) Simulation of Bar Rolling in Oval - Circle Pass Schedule, In. METAL 2010, Rožnov pod Radhoštěm, 2010, ISBN 978-80-87294-15-4
- [21] GAJDZICA T., KOTAS, M., DROZD, K. KLIBER, J.: The Controlled Rolling Simulation of a Structural Microalloyed Vanadium Steel into Bars, In. METAL 2010, Rožnov pod Radhoštěm, 2010, ISBN 978-80-87294-15-4



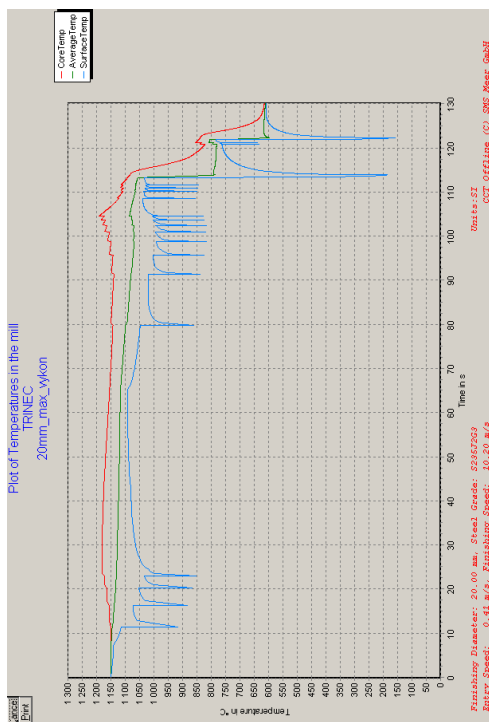
## PŘÍLOHY

### Seznam příloh

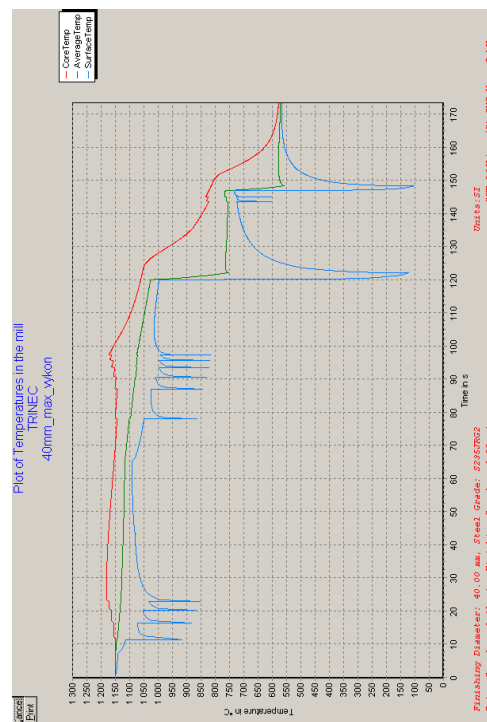
- Příloha 1** Schéma kontijemné tratě Třineckých železáren, a.s. s vyznačením míst měření teploty
- Příloha 2** Průběh teplot vývalku během chlazení na chladícím loži v závislosti na čase od vstupu na chladící lože
- Příloha 3** Průběh teplot provalku při válcování  $\varnothing 20$  mm v závislosti na čase od výstupu z pece - 0,19 % C, 1,50 % Mn a 0,50 % Si - 840 °C do ASC, 720°C na chlad. loži
- Příloha 4** Teplotní průběh ochlazování svitku pro  $\varnothing 20$ mm - zrychlené a zpomalené chlazení
- Příloha 5** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky do lomu pro různé  $\dot{\gamma}_R$
- Příloha 6** Průběhy přerušovaných zkoušek pro teploty deformace 850 - 1000 °C
- Příloha 7** Způsob odečtení hodnot napětí z grafické závislosti napětí na deformaci pro teplotu 850°C a délku prodlevy 1s
- Příloha 8** Schématické závislosti průběhu zkoušek na systém plastometru Gleeble a získané křivky napětí-deformace pro schémata 1 a 2 - 30MnVS6
- Příloha 9** Schématické závislosti průběhu zkoušek na systém plastometru Gleeble a získané křivky napětí-deformace pro schémata 1 a 2 - 20MnV6



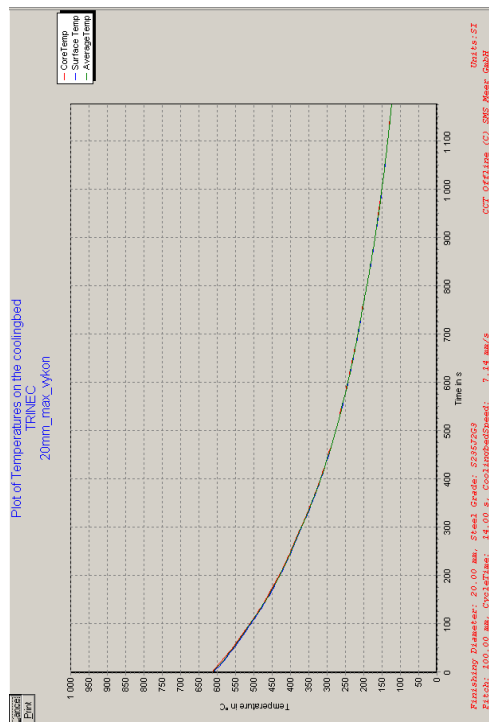
## Příloha 2



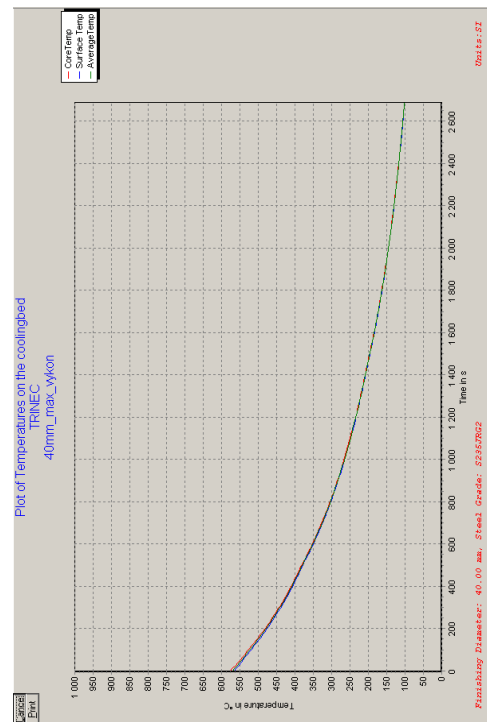
Obr. 2.1. Průběh teplot provalku při válcování  $\phi$  20 mm v závislosti na čase od výstupu z pece



Obr. 2.3. Průběh teplot provalku při válcování  $\phi$  40mm v závislosti na čase od výstupu z pece

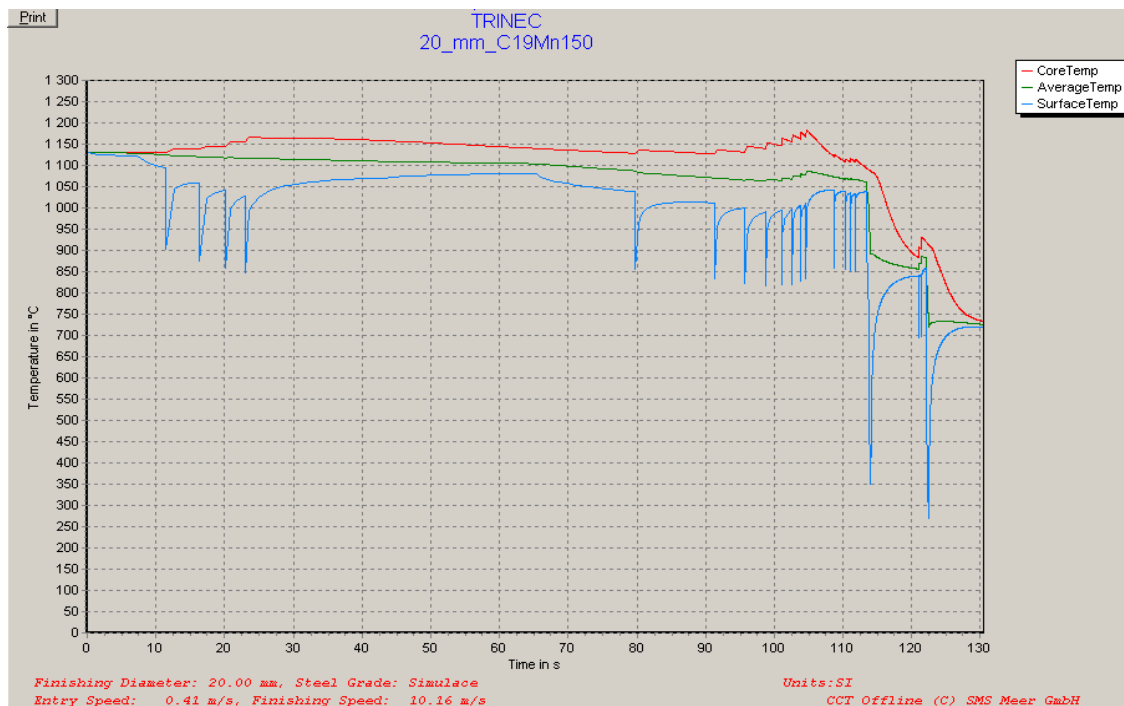


Obr. 2.2. Průběh teplot vývalku  $\phi$  20mm během chlazení na chl. loži v závislosti na čase od vstupu na chladicí lože

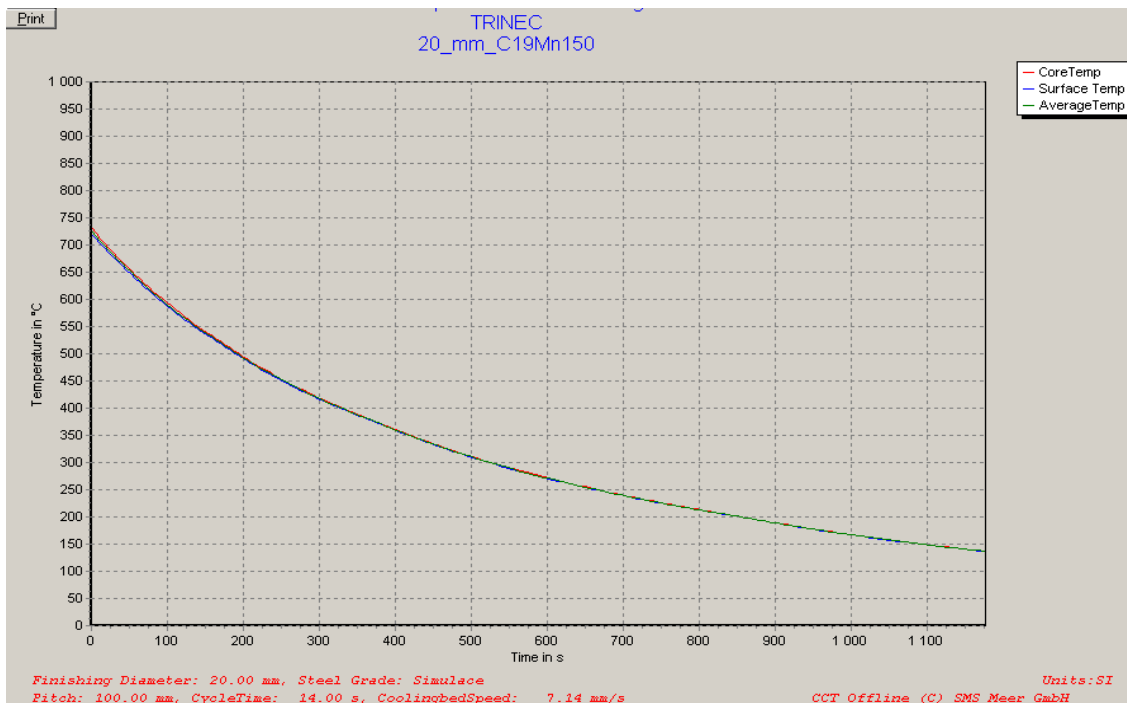


Obr. 2.4. Průběh teplot vývalku  $\phi$  40mm během chlazení na chl. loži v závislosti na čase od vstupu na chladicí lože

### Příloha 3

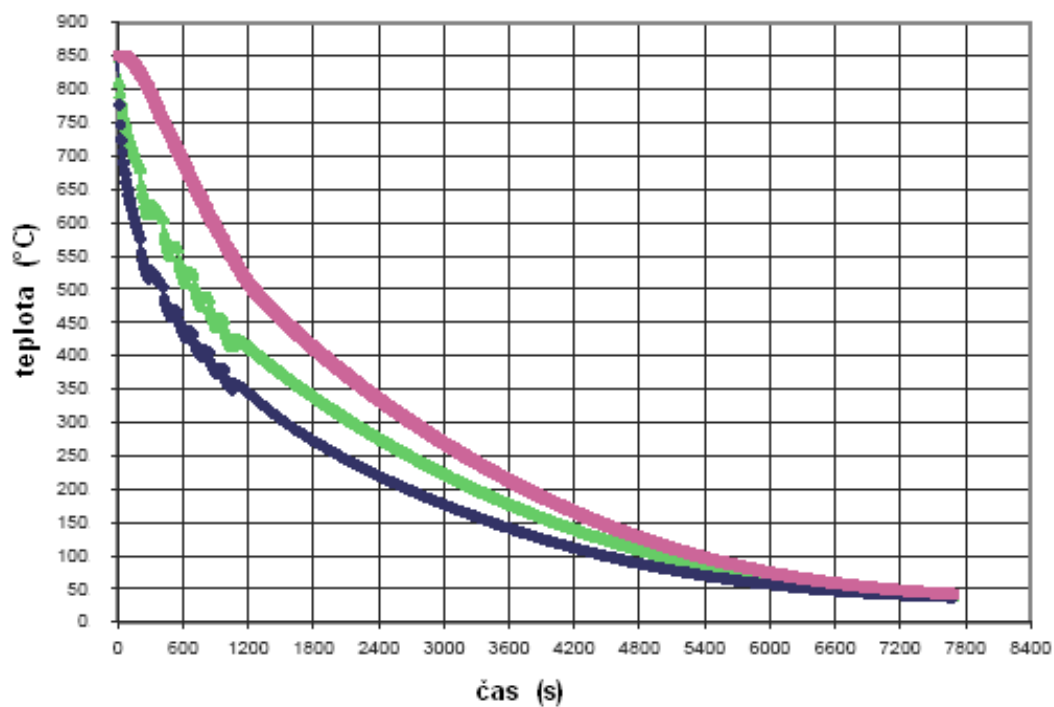


**Obr. 3.1.** Průběh teplot provalku při válcování  $\varnothing$  20 mm v závislosti na čase od výstupu z pece - 0,19 % C, 1,50 % Mn a 0,50 % Si - 840 °C do ASC, 720°C na chladicím loži

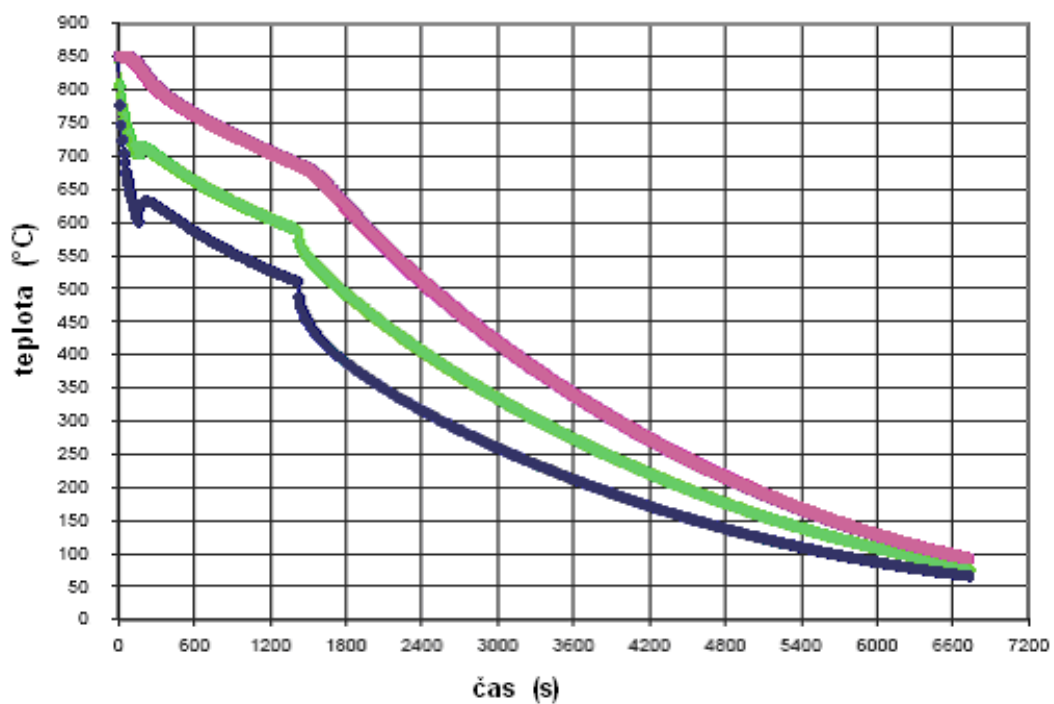


**Obr. 3.2.** Průběh teplot vývalku  $\varnothing$  20mm během chlazení na chl. loži v závislosti na čase od vstupu na chladicí lože - 0,19 % C, 1,50 % Mn a 0,50 % Si - 840 °C do ASC, 720°C na chladicím loži

## Příloha 4

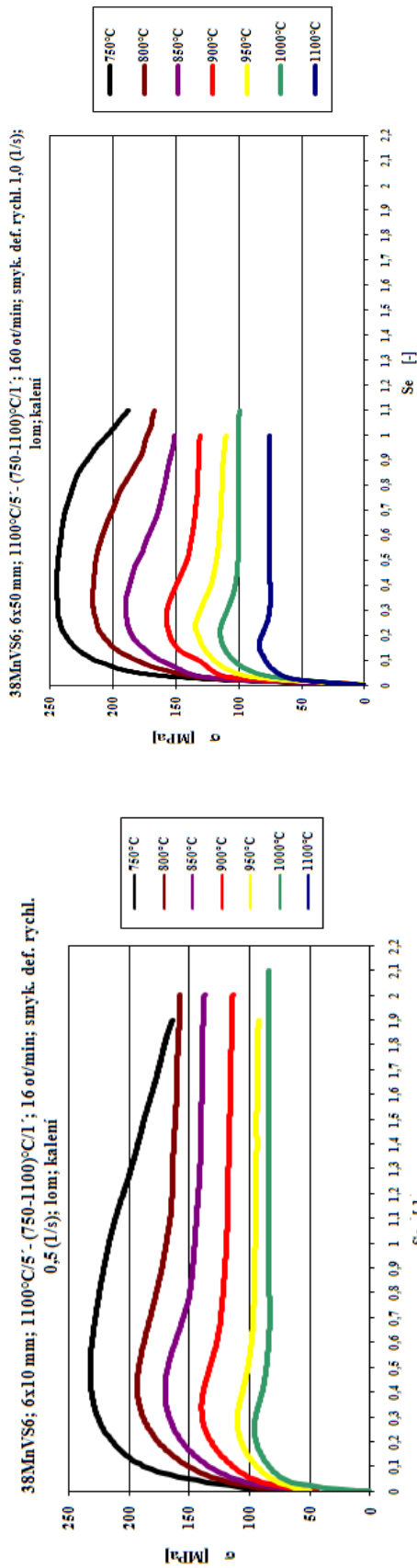


Obr. 4.1. Teplotní průběh ochlazování svitku pro  $\varnothing 20\text{mm}$  – zrychlené chlazení [68]



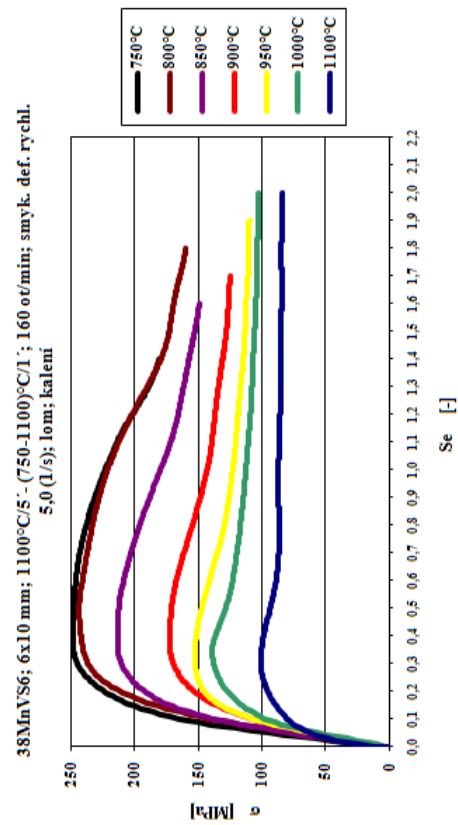
Obr. 4.2. Teplotní průběh ochlazování svitku pro  $\varnothing 20\text{mm}$  – zpomalené chlazení [68]

## Příloha 5

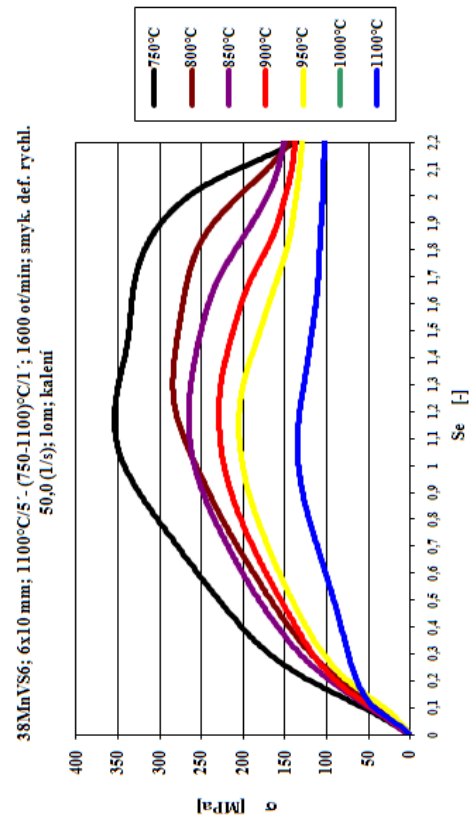


**Obr. 5.1.** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky  
do lomu pro  $\dot{\gamma}_R = 0,5 \text{ s}^{-1}$

**Obr. 5.2.** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky  
do lomu pro  $\dot{\gamma}_R = 1 \text{ s}^{-1}$

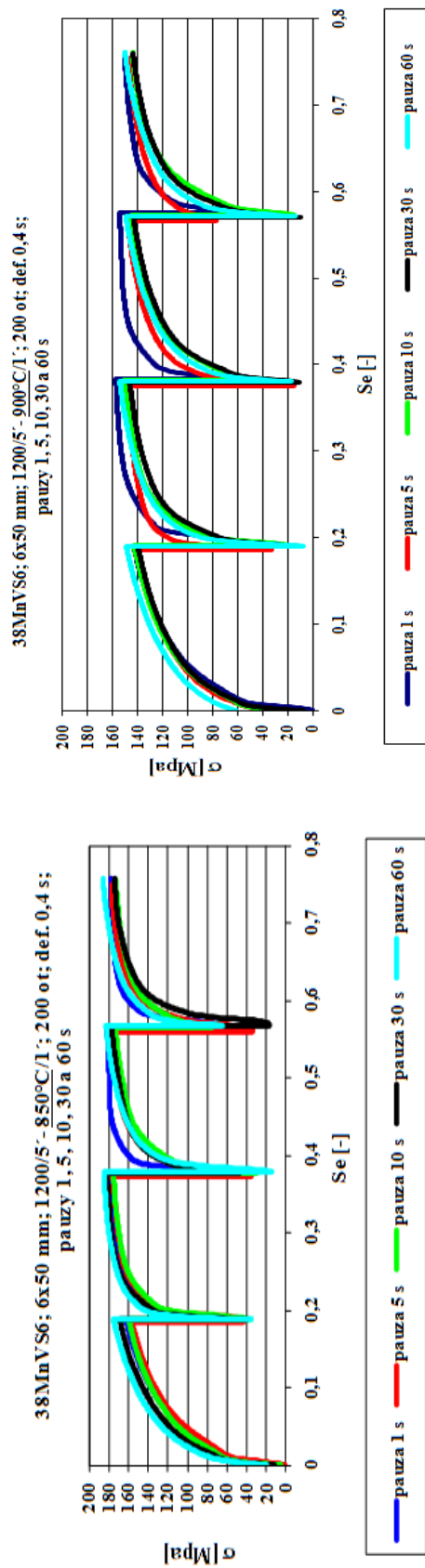


**Obr. 5.3.** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky do  
lomu pro  $\dot{\gamma}_R = 5 \text{ s}^{-1}$



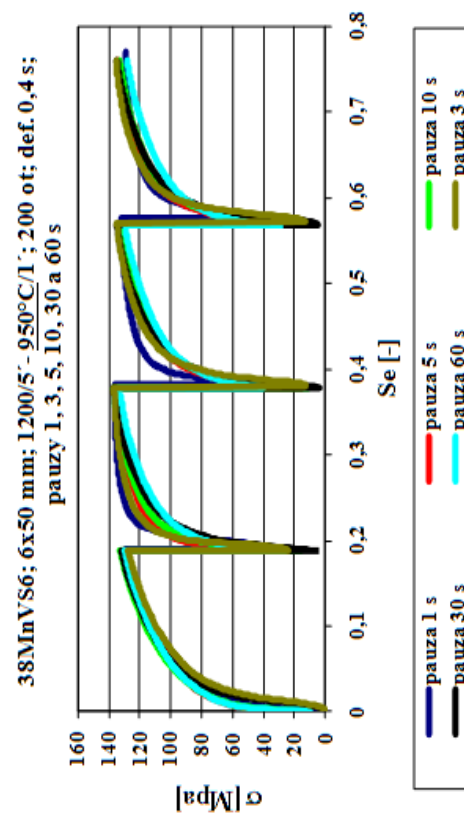
**Obr. 5.4.** Závislosti průběhu napětí na deformaci pro spojitě zkoušky  
do lomu pro  $\dot{\gamma}_R = 50 \text{ s}^{-1}$

## Příloha 6

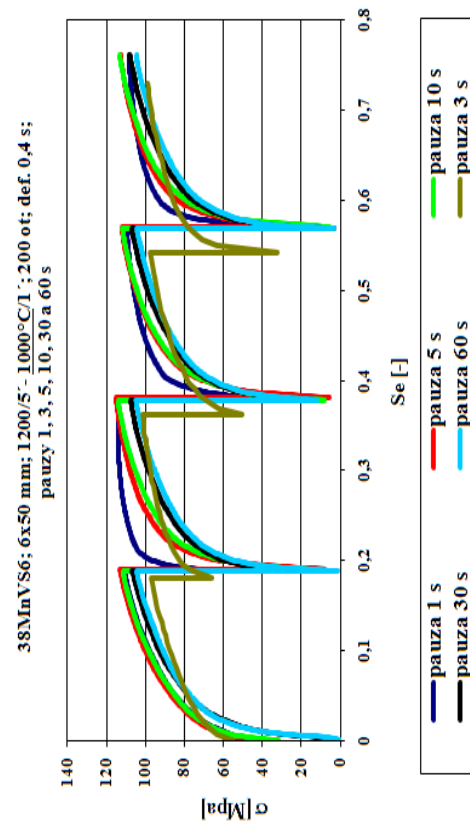


Obr. 6.1. Průběhy přetřísňovaných zkoušek pro teplotu deformace 850 °C

Obr. 6.2. Průběhy přetřísňovaných zkoušek pro teplotu deformace 900 °C



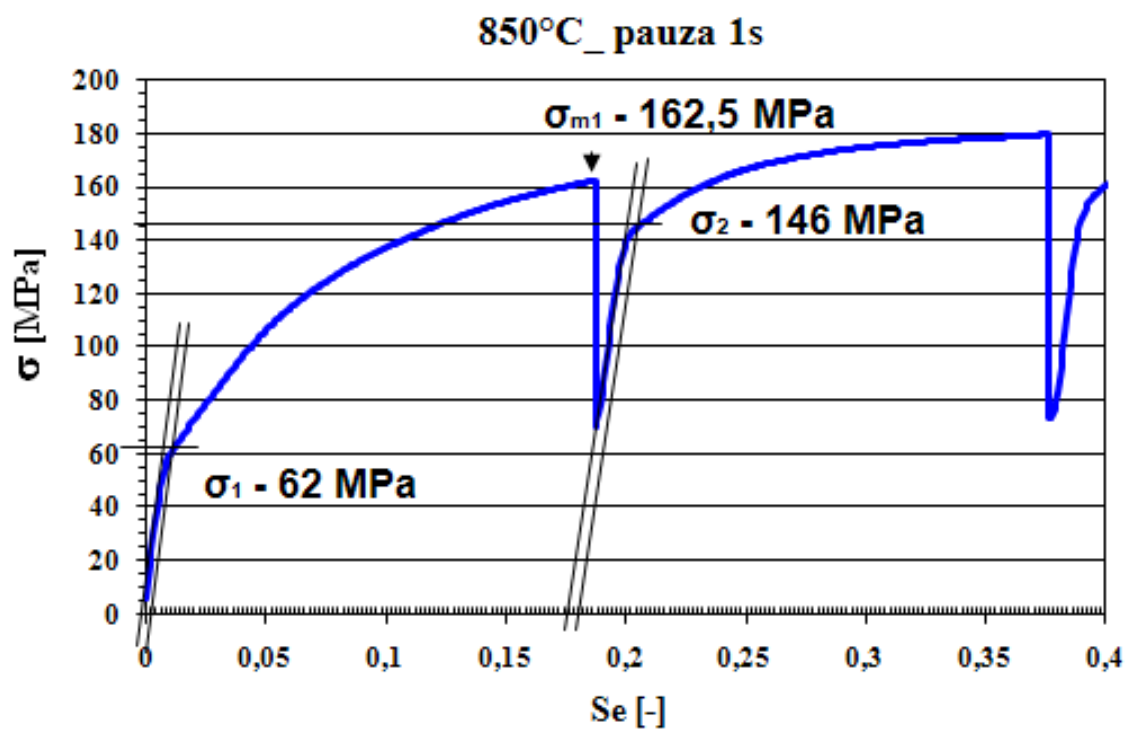
Obr. 6.3. Průběhy přetřísňovaných zkoušek pro teplotu deformace 950 °C



Obr. 6.4. Průběhy přetřísňovaných zkoušek pro teplotu deformace 1000 °C

## Příloha 7

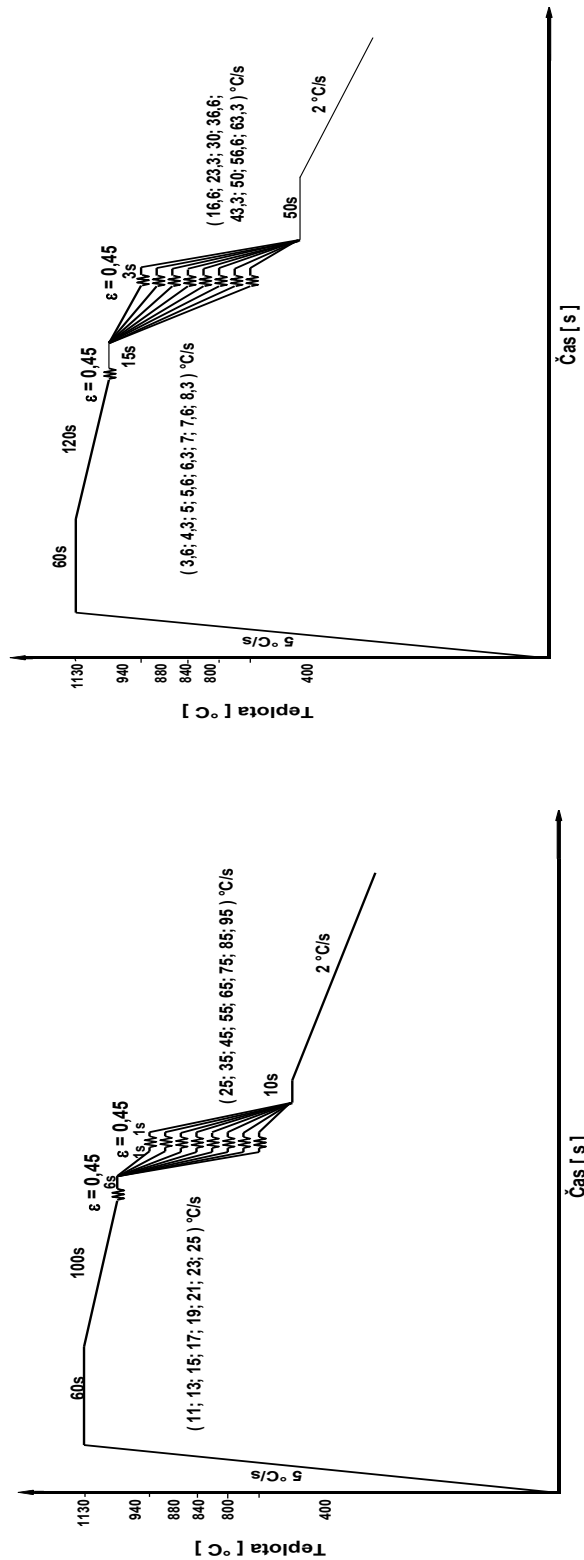
Způsob odečtení hodnot napětí z grafické závislosti napětí na deformaci  
pro teplotu 850°C a délku prodlevy 1s





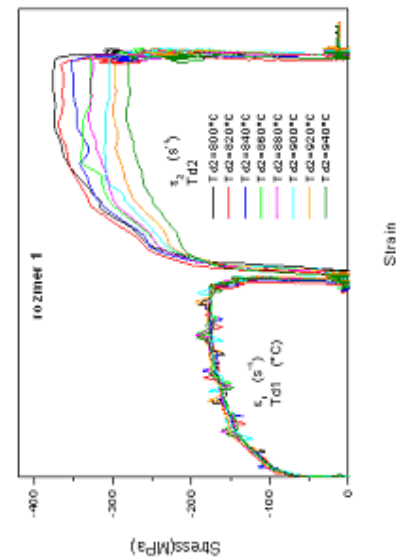
## Příloha 8

Schématické závislosti průběhu zkoušek na systém plastometru Gleeble a získané křivky napětí-deformace pro schémata 1 a 2 - 30MnVS6

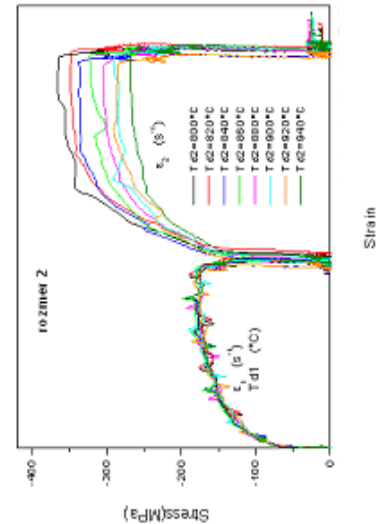


**Obr. 8.1.** Schématická závislost teploty vzorku na čase v průběhu zkoušky - Schéma 1

**Obr. 8.2.** Schématická závislost teploty vzorku na čase v průběhu zkoušky - Schéma 2



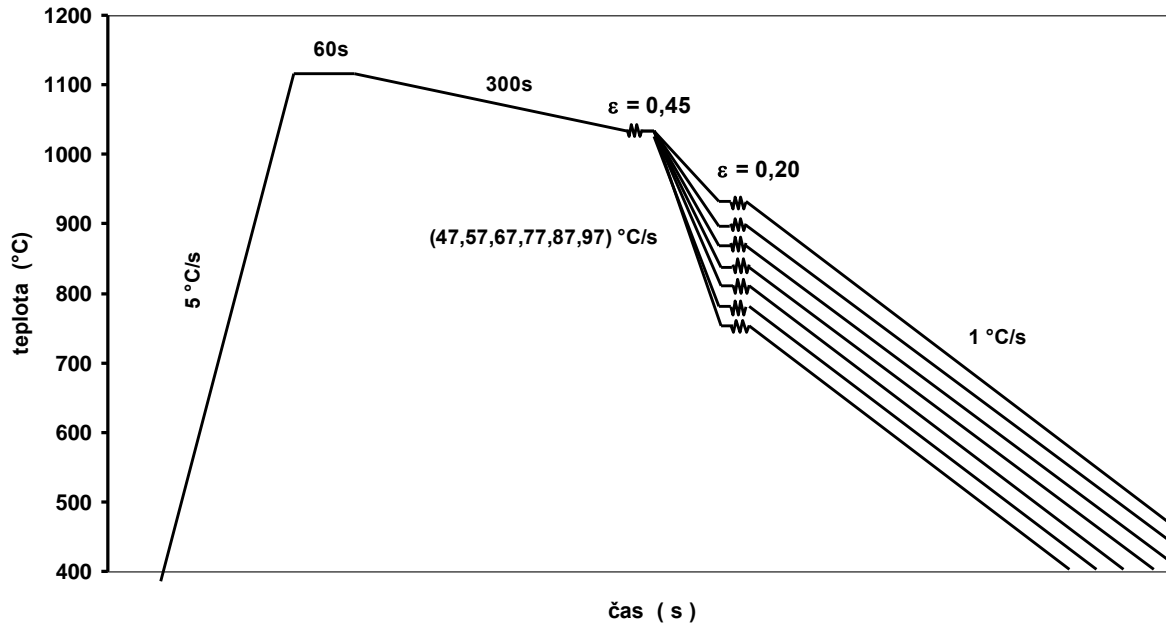
**Obr. 8.3.** Křivky napětí-deformace - Schéma 1



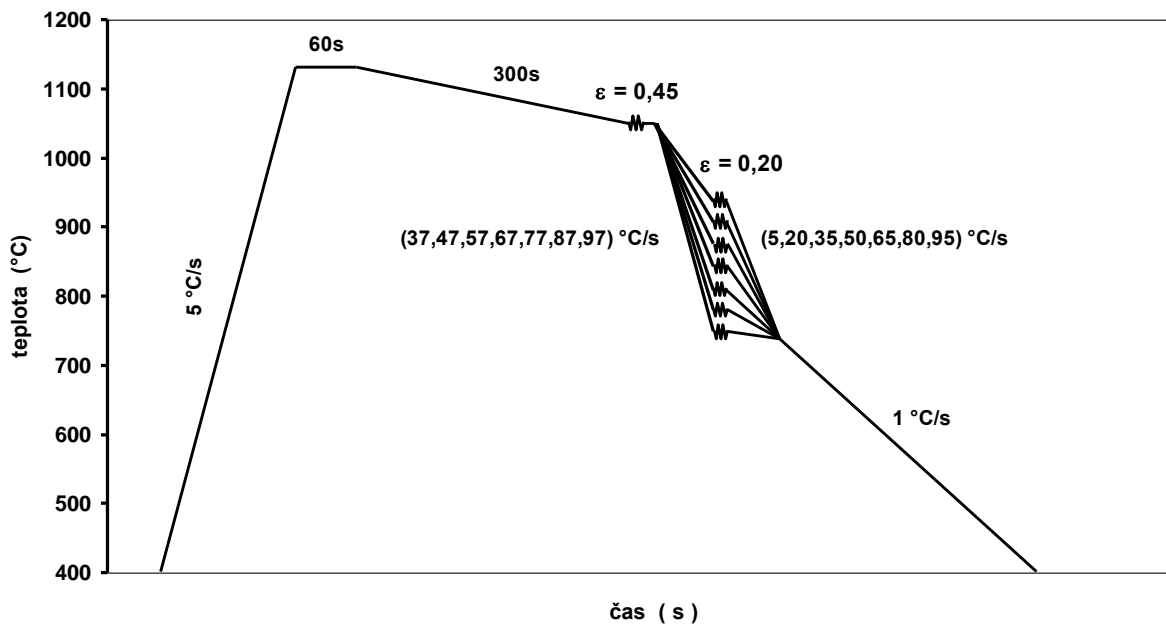
**Obr. 8.4.** Křivky napětí-deformace - Schéma 2

## Příloha 9

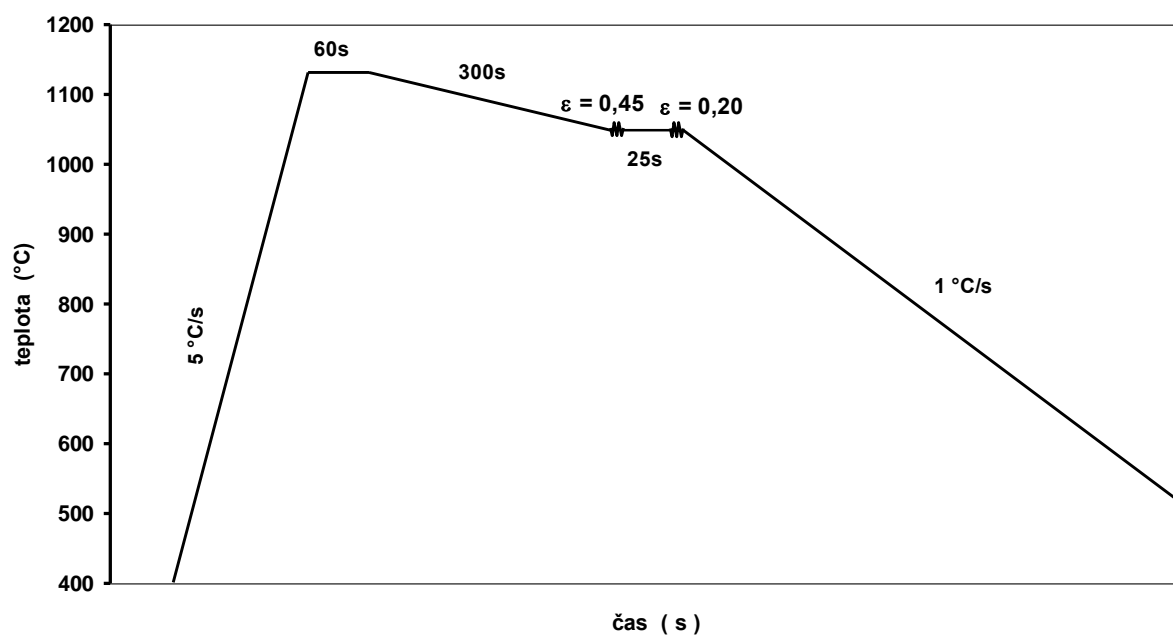
Schématické závislosti průběhu zkoušek na systém plastometru Gleeble a získané křivky napětí-deformace pro schémata 1 a 2 - 20MnV6



**Obr. 9.1.** Schématická závislost teploty vzorku na čase v průběhu zkoušky - Schéma 1



**Obr. 9.2.** Schématická závislost teploty vzorku na čase v průběhu zkoušky - Schéma 2



**Obr. 9.3.** Schématická závislost teploty vzorku na čase v průběhu zkoušky - Schéma 3